



**АЛЮМИНИЙ
СВОЙСТВА
И ФИЗИЧЕСКОЕ
МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ**

СПРАВОЧНИК



ALUMINUM

PROPERTIES AND PHYSICAL METALLURGY

EDITED BY
JOHN E. HATCH



AMERICAN SOCIETY FOR METALS
Metals Park, Ohio

АЛЮМИНИЙ СВОЙСТВА И ФИЗИЧЕСКОЕ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

СПРАВОЧНИК

Под редакцией Дж.Е.ХЭТЧА

Перевод с английского
канд. техн. наук Э.З.НЕПОМНЯЩЕЙ
под редакцией
академика И.Н.ФРИДЛЯНДЕРА



МОСКВА "МЕТАЛЛУРГИЯ" 1989

Рецензенты: академик *И.Н.Фридляндер*, докт. техн. наук *И.И.Новиков*

Авторский коллектив

У.Х.Энтони, Ф.Р.Эштон, М.Д.Бола, У.У.Берки, И.Броверман, У.С.Цебуляк, А.П.Дэвидсон, А.Б.ДеРосс, Е.М.Дани, Е.Т.Энгелхарт, Дж.П.Фонс, У.Б.Фрэнк, Ф.У.Гэйл, Х.П.Годард, У.Х.Грэхем, Дж.А.С.Грин, Дж.Е.Хэтч, Р.Е.Хагс, Дж.Л.Джорстэд, Р.А.Келси, Г.П.Коч, Ф.М.Крилл, Д.Б.Калп, Е.А.Лэдбари, К.Г.Леви, С.А.Леви, С.Мэйтра, Г.Мэрчэнд, П.Мэтьюз, Дж.К.МакБрайд, Р.Мерабян, А.Г.Миллер, Дж.Миллс, Б.М.Мур, Л.Моррис, Дж.Московиц, Н.У.Нильсен, В.Н.Пик, Дж.Пиккенс, Б.А.Риггс, Е.Л.Руй, Р.Е.Сандерс, О.Р.Синглтон, Дж.С.Снодгрэсс, П.Р.Спэрри, Дж.Т.Стэли, Т.Дж.Саммерсон, А.Т.Томас, Д.С.Томпсон, У.Ульрич, У.А.Уонг, Дж.Д.Ергер, М.Замин

Алюминий: свойства и физическое металловедение: Справ. изд. Пер. с англ. /Под ред. *Хэтча Дж. Е.* — М.: Металлургия, 1989. 422 с.

Приведены сведения об уровне и объеме производства алюминия и алюминиевых сплавов в США, о последних достижениях в области разработки и технологии производства деформируемых, литейных и спеченных алюминиевых сплавов. Рассмотрена металлография чистого алюминия и его сплавов. Приведены данные о рентгеноструктурном и электронно-микроскопическом анализах. Показано влияние равновесной и неравновесной кристаллизации на структуру сплавов, термодинамические факторы, контролирующие фазовое равновесие, и описаны основные системы легирования алюминиевых сплавов. Приведены свойства многих промышленных сплавов.

Для инженерно-технических работников металлургической, машиностроительной, авиационной и других отраслей промышленности, занимающихся разработкой, исследованием и применением алюминиевых сплавов. Ил. 230. Табл. 52. Библиогр. список: 570 назв.

А 2605000000-036 81-88
040(01)-89

ISBN 0-87170-176-6
ISBN 5-229-00088-0

© American society for metals, 1984

© Перевод на русский язык. Издательство "Металлургия", 1989

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие к русскому изданию	8
Предисловие	9
1. Свойства чистого алюминия	10
1.1. Механические свойства	11
1.1.1. Прочность и текучесть при растяжении	11
1.1.2. Диаграммы напряжение — деформация	11
1.1.3. Ползучесть	12
1.2. Физические свойства	12
1.2.1. Атомная структура и свойства атома	14
1.2.2. Атомный спектр	14
1.2.3. Кристаллическое строение	14
1.2.4. Плотность	15
1.2.5. Термическое расширение	16
1.2.6. Теплопроводность	16
1.2.7. Электрические свойства	18
1.2.8. Коэффициент Холла и коэффициент магнитного сопротивления	21
1.2.9. Магнитная восприимчивость	22
1.2.10. Сжимаемость	23
1.2.11. Оптические свойства	23
1.3. Свойства расплавленного алюминия	24
1.3.1. Температура и теплота плавления	24
1.3.2. Термохимические свойства	25
1.3.3. Давление паров	25
1.3.4. Поверхностное натяжение	26
1.3.5. Вязкость	27
1.4. Окисляемость алюминия	27
1.5. Газы и алюминий	28
2. Строение сплавов	30
2.1. Типы систем сплавов	31
2.1.1. Растворимость элементов в жидком алюминии	31
2.1.2. Растворимость в твердом алюминии	33
2.1.3. Интерметаллические фазы	35
2.2. Равновесная и неравновесная кристаллизация	40
2.2.1. Равновесная кристаллизация	40
2.2.2. Кристаллизация с местным (локальным) равновесием	42
2.2.3. Высокоскоростная кристаллизация алюминиевых сплавов	43
2.2.4. Микроструктура быстро закристаллизованных алюминиевых сплавов	44
2.2.5. Улучшение микроструктуры	44
2.2.6. Увеличение предела растворимости в твердом состоянии	46
2.2.7. Морфологические модификации	47
2.2.8. Образование метастабильных фаз	47
2.3. Фазовые диаграммы и термодинамика	48
2.3.1. Общие сведения	49
2.3.2. Ликвидус и солидус	50
2.3.3. Сольвус	53
2.3.4. Метастабильный сольвус	55
2.3.5. Прогнозирование фазовых диаграмм по данным термодинамики	56
2.4. Основные системы сплавов	57
2.5. Системы с малой растворимостью легирующих элементов	63

3. Микроструктура сплавов	65
3.1. Световая микроскопия деформируемых сплавов	67
3.2. Количественная металлография	82
3.3. Сканирующая электронная микроскопия	83
3.4. Просвечивающая электронная микроскопия	89
3.4.1. Особенности структуры	91
3.4.2. Электронная микроструктура деформируемых сплавов	93
4. Наклеп, возврат, рекристаллизация и рост зерна	100
4.1. Наклеп	101
4.1.1. Структурные изменения	102
4.1.2. Механические свойства	102
4.1.3. Деформация при повышенной температуре	109
4.2. Отжиг	113
4.2.1. Возврат	113
4.2.2. Рекристаллизация	115
4.2.3. Собирательная рекристаллизация	121
4.3. Кристаллографическая текстура	122
4.3.1. Текстура прокатки	122
4.3.2. Текстура рекристаллизации	123
4.4. Поверхностные явления при деформации	125
5. Термическая обработка и общие принципы упрочнения	129
5.1. Общие сведения	129
5.2. Природа и причины упрочнения при термической обработке	135
5.3. Процесс упрочнения в сплавах различных систем	139
5.4. Предварительная термообработка слитков	144
5.5. Отжиг	148
5.6. Закалка	149
5.6.1. Нагрев под закалку	149
5.6.2. Охлаждение при закалке	152
5.7. Старение	170
5.7.1. Старение при комнатной температуре (естественное старение)	170
5.8. Фазовое упрочнение при старении (искусственное старение)	172
5.8.1. Искусственное старение сплавов серии 7XXX	178
5.8.2. Термомеханическая обработка (ТМО)	182
5.8.3. Искусственное старение без предшествующей закалки	185
5.8.4. Искусственное старение литых полуфабрикатов	185
5.8.5. Влияние искусственного старения на остаточные напряжения	186
5.9. Изменение размеров при термообработке	187
6. Влияние легирующих элементов и примесей на свойства алюминия и его сплавов	191
6.1. Физические свойства	193
6.2. Механические свойства и технология	203
6.3. Переработка алюминия и его сплавов	213
6.4. Основные легирующие элементы и примеси	215
7. Коррозионная стойкость	233
7.1. Общая коррозионная стойкость	235
7.1.1. Атмосферная коррозия	235
7.1.2. Влияние типа атмосферы	237
7.1.3. Пресные воды	238
7.1.4. Морская вода	239
7.1.5. Почвенная коррозия	241
7.1.6. Коррозионная стойкость в контакте с пищевыми продуктами	242

7.1.7.	Коррозионное воздействие химических веществ	243
7.1.8.	Коррозионная стойкость в галогензамещенных углеводородах	243
7.1.9.	Поведение алюминия в строительных конструкциях	245
7.2.	Типы коррозии	246
7.2.1.	Общая коррозия	246
7.2.2.	Местная (локальная) коррозия	246
7.2.3.	Питтинговая (точечная) коррозия	247
7.2.4.	Щелевая коррозия	249
7.2.5.	Гальванокоррозия	251
7.2.6.	Межкристаллитная коррозия	256
7.2.7.	Расслаивающая коррозия	258
7.2.8.	Коррозионное растрескивание	260
7.2.9.	Кавитационное разрушение. Коррозия под действием направленной струи, фреттинг-коррозия и эрозия	272
7.3.	Влияние микроструктуры на коррозию	276
7.4.	Влияние среды на коррозионную стойкость	294
7.5.	Профилактические мероприятия по борьбе с коррозией	301
7.5.1.	Выбор сплава	301
7.5.2.	Влияние конструкции	303
7.5.3.	Утолщенные поверхностные оксидные пленки	310
8.	Свойства промышленных литейных сплавов	312
8.1.	Основные системы сплавов	321
8.2.	Малорастворимые добавки и примеси	343
9.	Свойства промышленных деформируемых сплавов	347
9.1.	Обозначение сплавов и состояний	347
9.2.	Термически неупрочняемые сплавы	352
9.3.	Термически упрочняемые сплавы	358
9.4.	Применение деформируемых сплавов	368
9.5.	Зависимость механических свойств сплавов от направления волокон	373
10.	Алюминиевые порошковые сплавы и полуфабрикаты	375
10.1.	Алюминиевые порошки	375
10.2.	Применение алюминиевых порошков	379
10.2.1.	Металлургия и химия	379
10.2.2.	Взрывчатые вещества и топлива	380
10.2.3.	Другие примеры промышленного применения порошков	381
10.3.	Изделия, полученные компактированием и спеканием	381
10.4.	Высокопрочные порошковые сплавы	387
10.4.1.	Высокопрочные сплавы для работы при комнатной температуре	387
10.4.2.	Сплавы с высоким модулем упругости и пониженной плотностью	393
10.4.3.	Сплавы для работы при повышенных температурах	393
	Библиографический список	395

ПРЕДИСЛОВИЕ К РУССКОМУ ИЗДАНИЮ

Предлагаемая советскому читателю книга написана крупнейшими специалистами, обобщившими современный опыт американской алюминиевой промышленности.

В книге на современном уровне рассматриваются методики определения механических, физических и химических свойств чистого алюминия, взаимодействие его с газами, вязкость и поверхностное натяжение жидкого алюминия. Большое внимание уделено строению сплавов, в частности их типам и неравновесной кристаллизации, микроструктуре и различным методам исследования, включая самые современные. Детально рассмотрены структурные изменения сплавов под влиянием деформации и термической обработки. Описываются процессы распада пересыщенного твердого раствора и образования зон метастабильных и стабильных фаз. Представлены системы сплавов и влияние отдельных элементов на комплекс свойств. Много внимания уделено примесям, неизбежно присутствующим в алюминиевых сплавах.

На современном уровне знаний рассмотрено коррозионное поведение алюминия и его сплавов в различных средах, включая почвенную коррозию, коррозию в пищевых продуктах, химических веществах, пресной, морской воде и различной атмосфере. Даны рекомендации по выбору сплавов.

Описаны промышленные литейные, деформируемые и порошковые сплавы, их свойства, особенности производства, даны рекомендации по применению.

В сжатом виде в книге суммирован большой объем научной и практической информации, дающей ясное и исчерпывающее представление об алюминии и его сплавах, что позволяет рассматривать ее как хорошее справочное пособие.

Вместе с тем в такой книге была бы уместна отдельная глава, посвященная алюминий-литиевым сплавам, приобретающим все большее значение в алюминиевой промышленности.

В целом книга принесет большую пользу специалистам, преподавателям и научным работникам, имеющим дело с алюминиевыми сплавами.

Академик И.Н.Фридляндер

ПРЕДИСЛОВИЕ

Предлагаемая нашим читателям книга представляет собой как бы переработанный первый том трехтомника "Aluminum", выпущенный в 1967 г. Американским Обществом металлов. Указанный трехтомник был написан инженерами и учеными компании "Alcoa" (*Aluminum Company of America*) и издан Кентом Р. Ван Хорном, бывшим вице-президентом этой компании по вопросам науки и перспективного развития.

Том первый указанного трехтомника в свою очередь является преемником книги "Физическое металловедение алюминиевых сплавов", изданной Американским Обществом металлов в 1949 г. и написанной У. Л. Финком, Ф. Х. Келлером, У. Е. Сизом, Дж. А. Нокком и Е. Х. Диксом.

Подготовка к изданию предлагаемого однотомника была проведена при содействии Алюминиевой Ассоциации. В редакционный комитет вошли: Т. Р. Притчетт, председатель (компания "Kaiser Aluminum and Chemical Corporation"), К. Дж. Брондак (компания "Alcoa"), Д. Д. Фолей (компания "Alcan Aluminum Corporation"), Дж. А. С. Грин (лаборатории компании "Martin Marietta"), Г. Е. Спэнглер (компания "Reynolds Metals"), У. Х. Кэбберли (Американское Общество металлов) и П. В. Мара (компания "Aluminum Association"). Редакционная коллегия провела пересмотр содержания глав ранее изданного первого тома и необходимую работу по доработке и подготовке рукописи. Издание книги осуществлено Американским Обществом металлов.

Основной целью при издании настоящей книги было обеспечение информацией о современном состоянии производства алюминия и алюминиевых сплавов в виде различных полуфабрикатов. В главе I представлены свойства и характеристики чистого алюминия. Главы 3-7 посвящены физическому металловедению, металлографии и характеристике алюминия и алюминиевых сплавов. В главах 8 и 9 приведены номинальные свойства многих промышленных сплавов. Эти свойства полезны при сравнении сплавов, однако их не рекомендуется использовать в качестве расчетных данных. Свойства для расчетов могут быть получены из соответствующих материальных спецификаций, расчетных стандартов или из технических условий. Глава 10 посвящена описанию развития порошковой металлургии.

Приложение I, имеющееся в первом томе трехтомного издания, в которое входили фазовые диаграммы большинства систем алюминиевых сплавов, исключено из настоящей книги, поскольку с ними можно ознакомиться во многих других источниках. Исключено также приложение II, в котором были приведены сведения по рентгеноструктурному и электронно-микроскопическому анализам; они вошли в главу 3 настоящего издания. В главе 2 рассмотрено влияние равновесной и неравновесной кристаллизации на структуру сплавов, термодинамические факторы, контролирующие фазовое равновесие, и обсуждаются основные системы легирования алюминиевых сплавов.

При переработке первого тома для всех характеристик использованы стандартные международные единицы системы СИ, при этом единицы, используемые в Великобритании, приведены в скобках в большинстве глав.

Считаю своим долгом выразить признательность металлургам, инженерам и ученым, посвятившим свое время и способности подготовке этой книги. Авторы статей указаны в начале каждой из них; наряду с этим также указываются авторы статьи аналогичного содержания первого тома изданного трехтомника. Выражаю также благодарность Алюминиевой Ассоциации и Американскому Обществу металлов за их вклад в завершение этой работы.

Джон Е. Хэтч

1. СВОЙСТВА ЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ¹

Алюминий чистотой свыше 99,99 % был получен впервые электролизом в 1920 г. [1]. В 1925 г. в работе Эдвардса [2] опубликованы некоторые сведения о физических и механических свойствах такого алюминия. В 1938 г. Тэйлор, Уиллей, Смит и Эдвардс опубликовали статью [3], в которой приведены некоторые свойства алюминия чистотой 99,996 %, полученного во Франции также методом электролиза. Первая Международная конференция по свойствам очень чистых металлов была проведена в Париже в октябре 1959 г., а в 1961 г. Американским Обществом металлов был организован семинар, обсудивший свойства сверхчистых металлов [5]. Первое издание монографии о свойствах алюминия вышло в свет в 1967 г.

В последующие годы благодаря сравнительной простоте получения высокочистых металлов и их привлекательным свойствам опубликовано много работ о свойствах чистого алюминия. Чистый алюминий нашел широкое применение в основном в электролитических конденсаторах из фольги, в криоэлектронике, криомагнетике и в производстве полупроводников.

Более новыми способами получения чистого алюминия являются метод зонной очистки [6–9], кристаллизация из амальгам и выделение из щелочных растворов алюминия [9–12]. Степень чистоты алюминия контролируется величиной электросопротивления при низких температурах [9–13]. Благодаря разработке усовершенствованных методов, включая метод нейтронной активации, повышена чувствительность анализов и расширены диапазоны определений [9–14].

В настоящее время нет общепринятой терминологии для классификации алюминия различной степени чистоты. Используется следующая классификация:

Обозначение	Содержание алюминия, % (по массе)
Алюминий промышленной чистоты . .	99,50–99,79
Высокочистый алюминий	99,80–99,949
Сверхчистый алюминий	99,950–99,9959
Особочистый алюминий	99,9960–99,9990
Ультрочистый алюминий	Свыше 99,9990

Эти обозначения и марка "деформируемый сплав 1199" используются в реферативном журнале "World Aluminum Abstracts". Информация о приготовлении и свойствах чистого алюминия содержится в соответствующих разделах этой книги. В данной главе обсуждаются свойства алюминия чистотой не менее 99,95 %. Влияние легирующих элементов и примесей на свойства алюминия рассмотрено в главе 6.

¹ Эту главу переработали следующие авторы: У.Б.Фрэнк (W.B.Frank, Alcoa Technical Center), Г.П.Коч (G.P.Koch, Reynolds Metals Co) и Дж.Дж.Миллс (J.J.Mills, Martin Marietta Laboratories). Автором статьи аналогичного содержания в трехтомнике "Aluminum", опубликованном в США в 1967 г., является Дж.Л.Брандт (J.L.Brandt, Alcoa Research Laboratories).

1.1. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Механические свойства алюминия обсуждаются в нескольких разделах этой главы с кратким обзором работ по каждому разделу. Свойства алюминия различной чистоты приведены в табл. 1.1. Непосредственное сопоставление этих данных, полученных из различных источников, здесь и во всех остальных случаях проводить не рекомендуется, так как возможны затруднения, связанные с погрешностями анализа очень чистых металлов, техникой изготовления образцов и методами испытаний.

Т а б л и ц а 1.1. Механические свойства чистого алюминия при комнатной температуре

Чистота алюминия, % (по массе)	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ_B , МПа	Относительное удлинение δ , % (на базе 50 мм)
99,99*	10	45	50*, 65**
99,8*	20	60	45*, 55**
99,6*	30	70	43* -

* По данным гл. 9 настоящей книги.

** По данным работы [15].

1.1.1. Прочность и текучесть при растяжении

Прочность и текучесть алюминия исследованы на материале различной чистоты, на разных видах полуфабрикатов, в различных условиях испытаний. Дин и Платри [16] определили пределы прочности и текучести прутков чистотой от 99,7 до 99,99 %, отпрессованных в одинаковых условиях, и установили связь полученных свойств со структурой. Иида с сотрудниками [17] исследовали аномальную чувствительность предела текучести алюминия чистотой 99,99 и 99,999 % к скорости деформации при температурах сверхпроводимости. Хэмэл [18] определил влияние скорости деформации и ориентировки образцов из листов алюминия чистотой 99,99 и 99,3 % на предел прочности и величину деформационного упрочнения. Хаммед с сотрудниками [19] исследовали разупрочнение алюминия чистотой 99,995 % по величине предела текучести в интервале температур от 100 до 450 °С после предварительной деформации растяжением при более низких температурах или более высокой степени деформации. Хэмэл [18] и Вайнблат и Каюров [20] наблюдали скачкообразную деформацию в алюминии.

1.1.2. Диаграммы напряжение — деформация

Диаграммы напряжение — деформация использованы многими исследователями из-за их чувствительности к таким факторам, как чис-

того материала, условия испытания и возможности представления их в виде математических выражений. При исследовании этим способом алюминия чистотой 99,99 % Кокс [21] использовал широко известное уравнение Вока для описания диаграмм напряжение — деформация в зависимости от температуры испытания, размера зерна и чистоты металла (99,99 и 99,5 %). Полякович и Таборски [22, 23] изучали влияние скорости деформации, размера зерна и чистоты алюминия (99,99 и 99,5 %) на характер диаграмм. Указанные авторы совместно с Хирросом [24] провели аналогичные исследования в интервале температур от 20 до -90°C . Селларс и Мак Тегарт [25] выполнили такую же работу при 400°C . Робертс [26] исследовал влияние скорости деформации на величину деформационного упрочнения в интервале температур от -196 до 152°C .

1.1.3. Ползучесть

Паркер и Уилшайр [27] исследовали влияние внезапного снижения приложенного напряжения на характеристики ползучести. Уменьшение ползучести в этом случае имеет место непосредственно после внезапного значительного снижения напряжения, и оно может быть больше расчетной величины, которую можно вычислить, исходя из значений модуля упругости. Увеличение ползучести регистрируется по изменению приложенного (но не эффективного) напряжения. Радхакришнан [28—31] сравнивал влияние циклически изменяющегося и статического напряжений на конечную стадию ползучести. Юнг, Робинсон и Олег [32] установили, что предел ползучести при данной скорости деформации увеличивается при уменьшении размера зерна. Мышляев с сотрудниками [33] изучали температурную зависимость напряжения на конечной стадии ползучести при 18 и 600°C . При высоких температурах и низких напряжениях скорость ползучести представляется собой параболическую функцию напряжения. При более низких температурах и высоких напряжениях скорость ползучести изменяется по экспоненциальному закону. Прасад с сотрудниками [34] исследовали ползучесть при низких температурах (87 и 200°C) и обнаружили различное влияние увеличения и снижения приложенного напряжения.

1.2. ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

1.2.1. Атомная структура и свойства атома

Алюминий имеет атомный номер 13; по последним данным атомный вес алюминия составляет 26,9815 (по углероду C^{12}) и 26,98974 (по кислороду O^{16}) [35]. Основным изотопом является Al^{27} , который устойчив и состоит из 14 нейтронов и 13 протонов. Кроме одного изотопа Al^{26} , период полураспада которого равен 10^6 лет, все остальные имеют очень малые периоды полураспада и пренебрежимо малую распространенность в природе (табл. 1.2) [36]. Алюминий

трехвалентен, при этом 13 его электронов следующим образом распределены на электронных оболочках: $1s^2, 2s^2, 2p^6, 3s^2, 3p^1$.

Распространенный в природе изотоп алюминия имеет малое эффек-

Т а б л и ц а 1.2. Изотопы алюминия

Изотоп	Относительное содержание, %	Масса*	Период полураспада, с	Продукты распада	Продукты распада с поглощенными частицами	Поглощенные частицы
23			0,13	Mg + протон		
24		24,007 6	2,7		Mg ²⁴ + протон	Нейтрон
25	$< 1,5 \cdot 10^{-4}$	24,998 3	7,5	Mg ²⁴ + протон + γ -частицы	Mg ²⁵ + протон	То же
26	$< 1,5 \cdot 10^{-4}$	25,996 1	7,0	Mg ²⁵ + протон + γ -частицы	Na ²³ + He ⁴ Mg ²⁵ + H ₂ Mg ²⁶ + протон Al ²⁷ + γ -частицы	— " — — " — — " — — " —
26		10 ⁶ лет				
27	~100	26,989 74	Стабильный			
28	$< 5 \cdot 10^{-5}$	27,997 8	144,0	Mg ²⁸ + электрон Al ²⁷ + нейтрон + γ -частицы	O ¹⁶ + N ¹⁴ Mg ²⁵ + He ⁴ Al ²⁷ + N ¹⁴ Al ²⁷ + H ² Si ²⁸ + β Si ²⁸ + нейтрон Si ²⁹ P ³¹ + нейтрон	2 протона 1 протон N ¹³ 1 нейтрон 1 протон То же He ⁴
29	$< 2 \cdot 10^{-5}$	28,989,7	396,0	—	Cl + протон Mg ²⁶ + He ⁴ Al ²⁷ + H ³ Al ²⁷ + He ⁴ Si ²⁹ + нейтрон Si ³⁰ + γ -частицы P ³¹ + γ -частицы	Нейтрон Протон То же 2 протона Протон То же 2 протона

* При расчете массы принято, что масса O¹⁶ равна 16,00000.

тивное сечение захвата тепловых нейтронов, равное $0,232 \pm 0,003$ барна¹, которое неравномерно увеличивается до 0,6 барна при изменении напряжения в интервале от 700 до 800 МэВ [37]. При напряжениях от 20 до 50 кэВ наблюдаются резонансные пики, максимальные значения которых достигают 15 барн [38]. Массовый коэффициент поглощения для γ -лучей перекрывается фотоэлектрическим эффектом при напряжениях вплоть до 0,04 МэВ, после чего начинает доминировать эффект Комптона при напряжениях до 10 МэВ. Свыше 30 МэВ основным становится механизм рождения пар. Значения массового коэффициента падают с $2,5$ м²/кг при 0,01 МэВ до $0,05$ м²/кг при 0,04 МэВ, а затем относительно медленно снижаются с возрастанием энергии γ -лучей со значения, равного $0,02$ м²/кг при 0,1 эВ до $0,002$ м²/кг при 100 МэВ (см. подробнее [39]). Ядерный магнитный и квадрупольный моменты составляют $+3,6414$ ядерных магнетонов и $+0,15$ барн соответственно [40]. Энергия резонанса при поглощении протонов в реакции $Al^{27}(p, \gamma)Si^{28}$ составляет $991,9 \pm 0,04$ кэВ при полуширине $0,10 \pm 0,02$ кэВ, а критический уровень энергии для реакции $Al^{27}(p, n)Si^{27}$ равен $5796,9 \pm 3,8$ кэВ [41].

1.2.2. Атомный спектр

Атомный спектр алюминия был недавно исследован Мартином и Залукасом [42], которые приводят спектр излучения для всех разновидностей атомов алюминия от атомарного Al I до полностью ионизированного алюминия Al XIII. Минимальный потенциал ионизации равен 3,13 В, первые три значения энергий ионизации составляют $5,98580 \pm 0,00002$, $18,82873 \pm 0,00006$ и $28,44787 \pm 0,00008$ эВ. Наиболее интенсивная линия в спектре соответствует переходу $3p^2 P_{3/2} - 4s^2 S_1$ при длине волны 396,15200 нм [43]. Схема энергетических уровней для Al I, построенная по результатам исследования Эрикссона и Айсберга [43], показана на рис. 1.1.

1.2.3. Кристаллическое строение

Алюминий имеет решетку гранцентрированного куба, устойчивую при температурах от 4 К до точки плавления.

В алюминии нет аллотропических превращений. Координационное число алюминия равно 12, элементарная ячейка состоит из четырех атомов. Параметр решетки алюминия составляет $4,049596 \cdot 10^{-10}$ м при 25 °С, атомный диаметр (кратчайшее расстояние между атомами в кристаллической решетке) равен $2,86 \cdot 10^{-10}$ м, а атомный объем $9,999 \cdot 10^{-6}$ м³/г-атом. Примеси в алюминии очень незначительно влияют на величину параметра решетки [44].

¹ Барн — единица площади, равная 10^{-24} см².

Спектроскопические термы

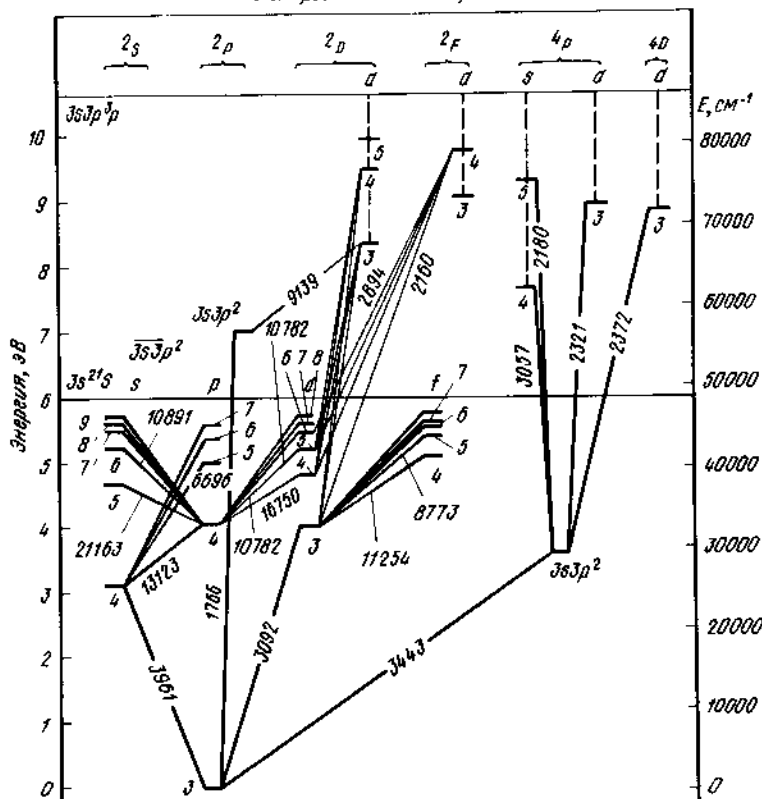


Рис. 1.1. Схема энергетических уровней для Al I. Показаны все комбинации, полученные в работе [43], за исключением верхней части резких и диффузных серий

1.2.4. Плотность

Теоретическая плотность алюминия, подсчитанная по периоду решетки, равна $2698,72 \text{ кг/м}^3$ [44]. Экспериментальные значения для поликристаллического материала находятся в пределах от $2696,6$ до $2698,8 \text{ кг/м}^3$, а для монокристаллов — на $0,34 \%$ выше [44]. Плотность расплавленного алюминия чистой $99,996 \%$ приведена ниже:

Температура, К	Плотность ρ , кг/м ³
933	2368
973	2357
1023	2345
1073	2332
1123	2319
1173	2304

1.2.5. Термическое расширение

Рекомендуемые значения термического коэффициента расширения приведены ниже. Они получены для полностью отожженного алюминия чистотой 99,99 % с точностью до 5 % при температурах от 100 К до температуры плавления. Считается, что коэффициент термического расширения обладает изотропностью, и значения этой характеристики для металла промышленной чистоты лежат в интервале значений для чистого металла с отклонениями в пределах погрешности эксперимента [46].

Температура, К	$(\alpha \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1})$	Температура, К	$(\alpha \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1})$
25	0,5	350	24,1
50	3,5	400	24,9
75	8,1	500	26,5
100	12	600	28,2
150	17,1	700	30,4
200	20,2	800	33,5
250	22	900	37,3
293	23		

Уиллей [47] вывел три уравнения, которые могут быть использованы для приближенного подсчета коэффициента термического расширения в указанных температурах:

$$L(213 - 373 \text{ K}) = L_0 \left[1 + C \left\{ 22,17 (T - 273) + 0,012 (T - 273)^2 \right\} \cdot 10^{-6} \right];$$

$$L(273 - 473 \text{ K}) = L_0 \left[1 + C \left\{ 21,57 (T - 273) + 0,00443 \times (T - 273)^2 - 0,000124 (T - 273)^3 \right\} \cdot 10^{-6} \right];$$

$$L(273 - 773 \text{ K}) = L_0 \left[1 + C \left\{ 22,34 (T - 273) + 0,00997 \times (T - 273)^2 \right\} \cdot 10^{-6} \right],$$

где L_0 — длина образца при 273 К; L — длина образца при температуре T ; C — константа для сплава, равная 1 для чистого алюминия [47]. Значения констант для различных алюминиевых сплавов приведены в работе [48]. Подробные сведения о влиянии легирующих элементов на величину коэффициента термического расширения опубликованы в работе [49].

1.2.6. Теплопроводность

При температурах > 100 К истинная теплопроводность k полностью отожженного алюминия высокой чистоты (99,99 %) относительно нечувствительна к степени чистоты, а при температурах < 100 К очень чувствительна к чистоте материала, контролируемой остаточным удельным сопротивлением ρ_0 при 0 К. Рекомендуемые значения теплопроводности для полностью отожженного алюминия высокой чистоты приведены в табл. 1.3а и 1.3б [50]. Считается, что приведенные значения даны с точностью ± 5 % для температур ниже комнат-

Т а б л и ц а 1.3а. Рекомендуемые значения теплопроводности алюминия в твердом состоянии*

Температура, К	Теплопроводность, Вт·см ⁻¹ ·К ⁻¹	Температура, К	Теплопроводность, Вт·см ⁻¹ ·К ⁻¹
0	0	80	4,32
1	41,1	90	3,42
2	81,8	100	3,02
3	121	123,2	2,62
4	157	150	2,48
5	188	173,2	2,41
6	213	200	2,37
7	229	223,2	2,35
8	237	250	2,35
9	239		
10	235	273,2	2,35
11	226	298,2	2,37
12	214	300	2,37
13	201	323,2	2,39
14	189	350	2,40
15	176	373,2	2,40
16	163	400	2,40
18	138	473,2	2,37
20	117		
25	75,2	500	2,36
30	49,5	573,2	2,33
35	33,8	600	2,31
40	24,0	673,2	2,26
45	17,7	700	2,25
50	13,5	773,2	2,19
60	8,50	800	2,18
70	5,85		
		873,2	2,12
		900	2,10
		933,52	2,08

* Рекомендуемые значения приведены для полностью отожженного алюминия высокой чистоты, однако при температурах ниже 150 К они применимы только для материала, имеющего остаточное удельное электросопротивление $\rho_0 = 000594$ мкОм·см [50].

Т а б л и ц а 1.3б. Рекомендуемые значения теплопроводности алюминия в жидком состоянии*

Температура, К	Теплопроводность, Вт·см ⁻¹ ·К ⁻¹	Температура, К	Теплопроводность, Вт·см ⁻¹ ·К ⁻¹
933,52	0,907	2873,2	1,13
973,2	0,921	3000	1,13
1000	0,930	3073	1,12
1073,2	0,955	3200	1,11
1100	0,964	3273	1,10

Температура, К	Теплопроводность, Вт·см ⁻¹ ·К ⁻¹	Температура, К	Теплопроводность, Вт·см ⁻¹ ·К ⁻¹
1173,2	0,986	3400	1,09
1200	0,994	3473	1,07
1273,2	1,01	3600	1,05
1300	1,02	3673	1,05
1373,2	1,04	3800	1,03
1400	1,05	3873	1,02
1473,2	1,07	4000	0,997
1500	1,07	4073	0,986
1573,2	1,08	4273	0,952
1600	1,09	4500	0,912
1673,2	1,10	4773	0,861
1700	1,11	5000	0,818
1773,2	1,11	5273	0,764
1800	1,12	5500	0,719
1873,2	1,13	5773	0,662
1900	1,13	6000	0,614
1973,2	1,14	6273	0,555
2000	1,14	6500	0,505
2073,2	1,14	6773	0,444
2173,2	1,15	7000	0,392
2200	1,15	7273	0,329
2273,2	1,15	7500	0,275
2400	1,15	7773	0,210
2473,2	1,15	8000	0,156
2600	1,15	8273	0,0915
2673,2	1,15	8500	0,0365
2800	1,14	8650**	

* Кроме значений 0,921; 0,930; 0,955; 0,964; 0,986; 0,994 и Вт·см⁻¹·К⁻¹, все остальные в данной таблице получены расчетным путем.

** Критическая точка.

ной, $(\pm 2) \div (\pm 3)$ % выше комнатной температуры и ± 8 % выше температуры плавления [50]. Для образцов с известным значением ρ_0 теплопроводность k при температурах ниже $1,5 T_m$ (где T_m — максимальная температура в К) выражается зависимостью

$$k = [\alpha' T^n + \beta T^{-1}]^{-1},$$

где $\alpha' = \alpha'' [\beta / n \alpha'']^{(m-n)/(m+1)}$;

$$\alpha'' = 4,79 \cdot 10^{-6}; \quad m = 2,62; \quad n = 2; \quad \beta = \rho_0 / L_0;$$

L_0 — постоянная Лоренца [51].

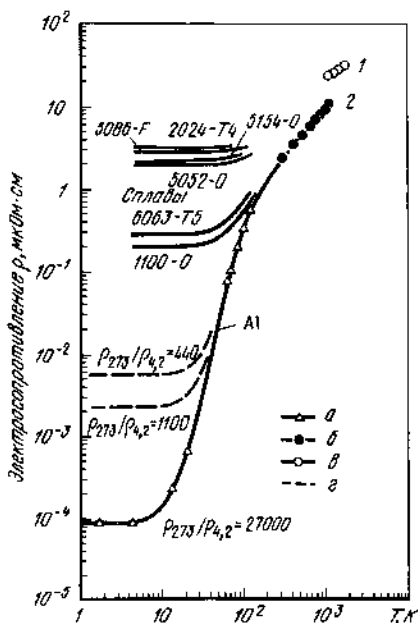
1.2.7. Электрические свойства

Общепринято, что электросопротивление алюминия высокой чистоты (99,990 %) при 20 °С составляет $2,6548 \cdot 10^{-8}$ Ом·м, или 64,94 %

электросопротивления международного эталона из отожженной меди [52]. Электросопротивление алюминия различной степени чистоты показано на рис. 1.2 и в табл. 1.4 [53]. Электропроводность является изотропным свойством, несмотря на присутствие ориентированных

Рис. 1.2. Электросопротивление чистого алюминия и алюминиевых сплавов в зависимости от температуры [62]:

1 — в жидком состоянии; 2 — в твердом состоянии; а — Al чистоты 99,9998 % монокристаллический образец диаметром 10 мм; б — 99,9 % Al с 0,05 % Si, проволока диаметром 127 мкм; в — 99,99 % Al, 99,99999 % Al, отожженный при 150 °С, 4 ч; з — 99,999999 % Al, отожженный при 150 °С, 4 ч



дислокаций [54]. Величина зерна в промышленном алюминии очень незначительно влияет на электросопротивление [54]. Однако значения электропроводности нагартованного алюминия на 0,5–1 % выше в направлении деформации [54]. Алюминий обладает внутренним фотоэффектом [54].

Электросопротивление чистого алюминия при очень низких температурах (< 100 К) сильно чувствительно к степени чистоты материала. Следовательно, отношение величины электросопротивления при 290 К к значениям его при 4,2 К иногда может использоваться в качестве критерия чистоты материала. Величина этого отношения согласно данным работы [55] составляет 30000 для алюминия чистой 99,999 %. Степень чистоты материала влияет на длину свободного пробега электрона λ : чем выше чистота, тем больше λ . Следовательно, длина свободного пробега электрона λ для материалов высокой чистоты может стать соизмеримой с размером образца. Для образцов из очень чистых материалов произведение $\rho\lambda$ (где ρ — электросопротивление) должно быть постоянной величиной, пропорциональной количеству валентных электронов. Это было подтверждено Форсоллом и Холлвечем [56, 57] и Монтариолем [58]; величина

Таблица 1.4. Электросопротивление чистого алюминия

Материал, вид образца	Температура, К	$\rho/273 \text{ К}$	ρ , мкОм·см*	$d\rho/dT$, мкОм·см/К
Al чистоты 99,9998 %, монокристаллический образец диаметром ~ 10 мм	1,65	$3,69 \cdot 10^{-5}$	$9,25 \cdot 10^{-5}$	
	4,22	$3,69 \cdot 10^{-5}$	$9,25 \cdot 10^{-5}$	
	14	$1,04 \cdot 10^{-4}$	$2,61 \cdot 10^{-4}$	
	20,4	$2,94 \cdot 10^{-4}$	$7,33 \cdot 10^{-4}$	
	58	$3,48 \cdot 10^{-2}$	$8,70 \cdot 10^{-2}$	
	63,5	$4,68 \cdot 10^{-2}$	0,117	
	77,4	$9,34 \cdot 10^{-2}$	0,210	
	90,31	0,140	0,351	
99,9 % Al с 0,05 % Si, проволока диаметром 127 мкм	111,6	0,246	0,614	
	273	1	2,50	0,0109
	373	1,448	3,62	0,0114
	473	1,911	4,78	0,0119
	573	2,400	6,00	0,0124
	673	2,915	7,29	0,0130
	773	3,453	8,63	0,0139
	873	4,036	10,10	0,0154
99,99 % Al, 99,99999 % Al, отожженный при 150 °С, 4 ч	923	4,361	10,90	0,0166
	933		10,95 (тверд.)	
	933		24,2 (жидк.)	
	973		24,75	
	1073		26,25	
	1173		27,75	
	1273		29,2	
	1373		30,65	
99,999999 % Al, отожженный при 150 °С, 4 ч	1473		32,15	
	4,2		$5,7 \cdot 10^{-3}$	
	77		0,22	
	4,2		$2,3 \cdot 10^{-3}$	
	77		0,22	

*Принято, что $\rho = 2,50$ мкОм·см при 273 К [53].

на этой константы равна приблизительно $7 \cdot 10^{-16}$ Ом·м². Обширный обзор информации по указанному вопросу опубликован Монтарио-лем [58].

Алюминий обладает сверхпроводимостью при температурах, близких к абсолютному нулю. Каплан и Чэвин [59] установили, что температура перехода в сверхпроводящее состояние T_c находится в интервале 1,164 – 1,200 К. По результатам исследований этих авторов, $T_c = 1,175 \pm 0,001$ К, а критическое поле описывается параболической кривой вида

$$H_c = H_0 [1 - (T/T_c)^2],$$

где $H_0 = 8340 \pm 4$ А/м; $(dH_c/dT)T_c = 12570 \pm 30$ А (м⁻¹ К⁻¹) [59]. Увеличение степени чистоты материала снижает T_c , что установлено

Боато с сотрудниками [60] при исследовании влияния добавок хрома, марганца и железа. Высокие концентрации примесей могут вызвать повышение T_c [61].

Температурная зависимость электросопротивления алюминия при низких температурах (< 100 К) выражается уравнением

$$\rho(T) = \rho(0) + AT^2 + BT^5,$$

где $\rho(0)$ — остаточное электросопротивление; T — температура, К; A и B — константы, которые необходимо определять для каждой степени чистоты; члены AT^2 и BT^5 указанного выше полинома характеризуют электрон-электронное и электрон-фотонное рассеяние соответственно [62]. В интервале 273–573 К температурная зависимость электросопротивления чистого алюминия почти линейна при постоянном коэффициенте $1,15 \cdot 10^{-8}$ Ом·м/К [53].

1.2.8. Коэффициент Холла и коэффициент магнитного сопротивления

Константа Холла (R_H) и коэффициент магнитного сопротивления $\Delta\rho/\rho(0)$, где $\rho(0)$ — электросопротивление в отсутствие магнитного поля, широко используются в исследованиях в связи с тем, что с помощью этих характеристик можно получить информацию о поверхности Ферми и рассеянии электронов [63–66]. Однако большая часть опубликованных данных относится к низким температурам (< 20 К).

Коэффициенты R_H и $\Delta\rho/\rho(0)$ применимы к металлам со свободными электронами и в значительной степени зависят от переменной величины B/ρ_0 , где B — напряженность магнитного поля (вб/м²) и ρ_0 — сопротивление (Ом·м) при температуре абсолютного нуля. Представляют интерес две области в магнитном поле: слабые поля, где $B/\rho_0 \ll 10^2$, и сильные поля, где $B/\rho(0) \gg 10^2$. В слабых полях коэффициент Холла чистого алюминия и низколегированных сплавов не зависит от величины магнитного поля и изотропен, принимая значения от $-0,4 \cdot 10^2$ мм²/А·с до $+0,8 \cdot 10^{-2}$ мм³/А·с при 4,2 К в зависимости от типа, но не от концентрации дефектов кристаллической решетки на примесях [63, 64]. Опубликовано очень мало данных о значениях R_H для алюминия при более высоких температурах; имеющиеся сведения, приведенные Мондольфо [65] для различных температур, суммированы ниже:

Температура, К	$R_H \cdot 10^2$ мм ³
4,2	-1,1
100	-2
293	-3,44
800	-3,89
933	-4

В сильных магнитных полях R_H становится снова не зависящим от напряженности поля, однако имеет довольно большие и положительные значения, приближающиеся к теоретическому уровню [$+10,23 \times$

$\times 10^{-2}$ мм³/(А·с)] [66]. В средних полях ($B/\rho_0 \sim 10^2$) коэффициент Холла плавно меняется с изменением напряженности поля [66]. В слабых магнитных полях коэффициент магнитного сопротивления в продольном и поперечном направлениях выражается как $\Delta\rho/\rho(0) = KB^n$, где n – постоянная, равная 2, и K – постоянная, зависящая от типа дефектов в решетке металла. Оба коэффициента почти изотропны, т.е. разница в значениях $\Delta\rho/\rho(0)$ составляет $< 2\%$ [65]. В сильных магнитных полях ($B/\rho_0 \gg 10^2$) $\Delta\rho/\rho_0$ становится в значительной мере

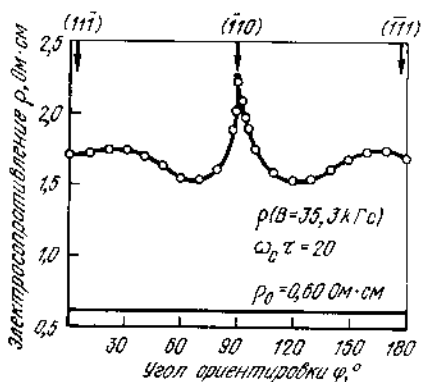


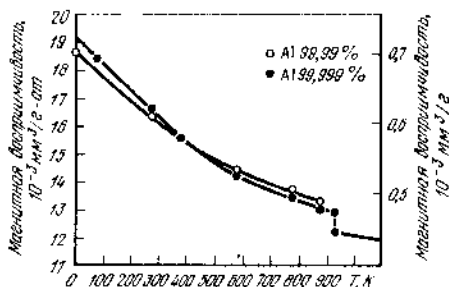
Рис. 1.3. Анизотропия коэффициента магнитного сопротивления в сильных магнитных полях [66]

анизотропным (рис. 1.3) [66]. Остается спорным вопрос о том, являются ли предельными значения $\Delta\rho/\rho_0$ в сильных магнитных полях, как этого требует теория для металлов с заполненной поверхностью Ферми [66]. Кестернич предполагает, что доля $\Delta\rho/\rho(0)$, которая увеличивается с возрастанием напряженности поля, связана с геометрическими эффектами, вызванными несовершенным распределением тока и расположением образца, что создает ложное впечатление увеличения коэффициента с возрастанием чистоты материала [66]. Значения $\Delta\rho/\rho(0)$ в поперечном направлении при 4,2 К в интервале насыщения составляют 1,2–30 в зависимости от ориентации и типа дефекта. Подробнее по данному вопросу см. [66].

1.2.9. Магнитная восприимчивость

Алюминий парамагнитен вследствие того, что он имеет нечетное число (3) валентных электронов. Графики изменения магнитной восприимчивости в зависимости от температуры в интервале от 0 до 1000 К представлены на рис. 1.4 [67]. Легирование алюминия небольшими добавками железа и марганца очень незначительно повышает магнитную восприимчивость; при введении других добавок отмечается тенденция к ее снижению [65]. Вопрос о влиянии деформации на магнитную восприимчивость остается спорным до сих пор, хотя имеются данные о снижении этой характеристики на 5–15 %

Рис. 1.4. Магнитная восприимчивость алюминия в зависимости от температуры и чистоты материала [67]



при 50 %-ной деформации [65]. Есть мнение, что закрепленные дислокации уменьшают магнитную восприимчивость на несколько процентов [65].

1.2.10. Сжимаемость

Вайда и Кеннеди [68] определили объемное сжатие алюминия чистотой 99,999 % при давлении до $45 \cdot 10^2$ МПа. Значения отношения объема при высоком давлении (V) к объему при давлении окружающей среды (V_0) приведены ниже:

Давление, 10^2 МПа	Объемное сжатие V/V_0	Давление, 10^2 МПа	Объемное сжатие V/V_0
5	0,9937	30	0,9650
10	0,9876	35	0,9597
15	0,9817	40	0,9546
20	0,9760	45	0,9497
25	0,9704		

Рой и Стюард [69] сообщают о частичном превращении решетки алюминия из гранцентрированной кубической в плотноупакованную гексагональную при давлении $205 \cdot 10^2$ МПа. При давлении $200 \cdot 10^2$ МПа $V/V_0 = 0,85$. В работе Мондольфо [70] приводятся сведения о сжимаемости алюминия при комнатной температуре и указывается среднее значение ее, равное $13,3 \text{ м}^2/\text{ТН}$ для алюминия высокой и промышленной чистоты. Указывается также, что величина сжимаемости находится в интервале от 12 до $13,7 \text{ м}^2/\text{ТН}$. Сжимаемость при 0 К составляет $12 \text{ м}^3/\text{ТН}$, а в жидком состоянии при температуре плавления — около $20 \text{ м}^2/\text{ТН}$.

1.2.11. Оптические свойства

Мондольфо [71] указывает, что отражательная способность полированной поверхности алюминия составляет более 90 % при длинах волн от 0,9 до 1,2 мкм. При длинах волн менее 0,2 мкм отражательная способность равна около 70 % для полированного алюминия. Самую высокую отражательную способность имеет покрытие, полученное методом осаждения из паровой фазы и обеспечивающее очень гладкую поверхность. Для обеспечения наилучшей отражательной способности максимальная толщина пленок, полученных указанным методом, должна быть около 10^{-5} см. Отражательная способность алюминиевой поверхности

снижается с увеличением ее шероховатости; так, после пескоструйной обработки она составляет только 15–25 % этой характеристики для полированной поверхности при одинаковом составе металла. На рис. 1.5 показана отражательная способность различных алюминиевых поверхностей [72]. Излучательная способность полированного алюминия при

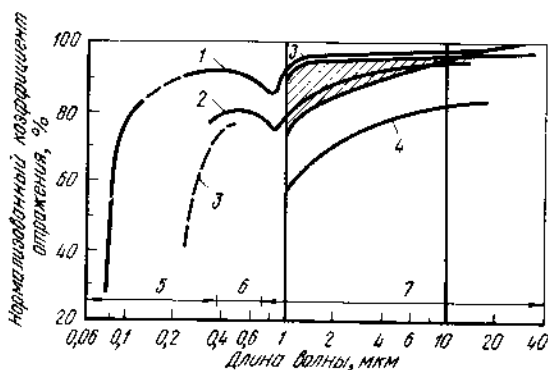


Рис. 1.5. Отражательная способность алюминия в зависимости от длины волны излучения [72]:

1 — пленки, полученные методом осаждения из паров алюминия; 2 — обычная фольга; 3 — полированный алюминий; 4 — шероховатая поверхность (высота гребешков 1,3 мкм); 5 — ультрафиолетовая часть спектра; 6 — видимая часть спектра; 7 — инфракрасная часть спектра

комнатной температуре составляет всего несколько процентов относительно черного тела [71]. Грубая обработка поверхности может повысить излучательную способность до 20–30 %. Она возрастает с повышением температуры, достигая значений 15–20 % в жидком состоянии. Общая излучательная способность для полусферы из хорошо полированного алюминия чистотой 99,999 % составляет 1,0 % при 180 К и 1,8 % при 290 К [73]. Обзор литературы по оптическим свойствам алюминия приведен в работе Мондольфо [71]; критическая оценка данных по тепловой излучательной способности алюминия различной степени чистоты дана в работе Тулукияна и ДеУитта [72].

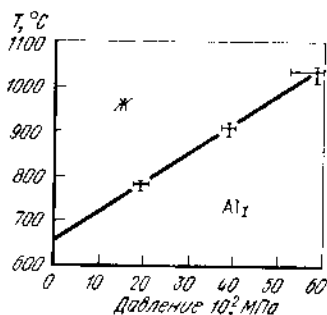
1.3. СВОЙСТВА РАСПЛАВЛЕННОГО АЛЮМИНИЯ

1.3.1. Температура и теплота плавления

Температура плавления очень чувствительна к чистоте материала. Мондольфо [74] указывает, что температура плавления алюминия чистотой 99,996 %, определенная самыми точными методами, составляет 933,4 К. Температура начала кристаллизации алюминия (вторая основная точка) считается равной 660,37 °С по Международной шкале температур 1968 г. и используется в течение нескольких десятилетий для

калибровки термодар [75]. Фазовая диаграмма [76] для алюминия (рис. 1.6) иллюстрирует влияние давления на температуру плавления. По данным работы [77], теплота плавления для чистого алюминия составляет $2,56 \pm 0,05$ ккал/моль⁻¹ (397 Дж·г⁻¹).

Рис. 1.6. Фазовая диаграмма алюминия [76]



1.3.2. Термохимические свойства

Критически оцененные сведения о термохимических свойствах алюминия в твердом, жидком и газообразном состояниях приведены в виде таблиц в работе [77]. Величины теплоемкости, энтропии и энтальпии для чистого кристаллического алюминия даны в табл. 1.5.

Т а б л и ц а 1.5. Теплоемкость, энтропия и энтальпия чистого кристаллического алюминия

Температура, К	Теплоемкость C_p^0	Энтропия S^0	Энтальпия $H^0 - H_{298}^0$, ккал·моль ⁻¹
	кал·моль ⁻¹	град ⁻¹	
0	0,000	0,000	-1,094
100	3,116	1,650	-0,988
200	5,158	4,572	-0,546
298	5,806	6,769	0,000
300	5,814	6,805	0,011
400	6,163	8,528	0,610
500	6,450	9,934	1,241
600	6,717	11,134	1,900
700	6,999	12,190	2,585
800	7,370	13,147	3,302
900	7,901	14,044	4,064

Значение теплоемкости жидкого алюминия в интервале температур от точки плавления до точки кипения постоянно и равно $7,59$ кал·моль⁻¹·град⁻¹.

1.3.3. Давление паров

Относительно давления паров алюминия при высоких температурах имеются очень разноречивые сведения. По данным работы [77], в ко-

торой приведены табличные критически оцененные значения давления паров, температурой кипения алюминия рекомендуется считать 2767 К, а теплоту испарения принимать равной 69,5 ккал·моль⁻¹. Расчетные значения давления паров алюминия, полученные на основе термодинамических характеристик, приведены ниже:

Температура, К	Давление паров, 10 ⁵ Па	Температура, К	Давление паров, 10 ⁵ Па
1000	7,4 · 10 ⁻¹¹	2000	0,007
1200	3,7 · 10 ⁻⁸	2200	0,037
1400	3,0 · 10 ⁻⁶	2400	0,143
1600	7,8 · 10 ⁻⁵	2600	0,442
1800	9,8 · 10 ⁻⁴	2700	0,728

1.3.4. Поверхностное натяжение

Мондольфо [78] приводит обзор экспериментальных и расчетных данных для значений межфазной энергии алюминия. Поверхностное натяжение расплавленного алюминия чрезвычайно чувствительно к окружающей атмосфере и присутствию примесей даже в виде следов каких-либо элементов. Теоретические расчеты поверхностного натяжения дают противоречивые результаты. Абсолютную величину поверхностного натяжения чистого алюминия в любой атмосфере определить очень трудно. В работе [79] Лэнг приводит анализ опубликованных ранее работ по поверхностному натяжению алюминия высокой чистоты, результаты замеров для четырех образцов сверхчистого алюминия и уравнение для определения влияния малых количеств легирующих добавок на величину поверхностного натяжения. Для образцов, имеющих наибольшую величину поверхностного натяжения вблизи точки плавления, это уравнение имеет вид

$$\sigma = 868 - 0,152 (t - t_m),$$

где σ — поверхностное натяжение, Н/м; t — температура, °С; t_m — точка плавления алюминия.

Лэнгом с сотрудниками [80] проведен анализ имеющихся данных о поверхностном натяжении расплавленного алюминия и даны результаты замеров его величины для алюминия чистотой 99,996 % в различных атмосферах методом висящей капли и максимального давления в пузырьке (рис. 1.7).

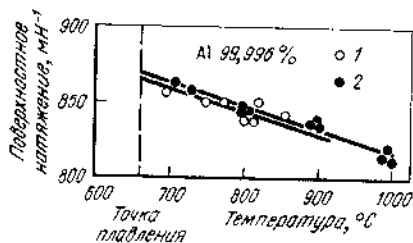


Рис. 1.7. Температурная зависимость поверхностного натяжения чистого алюминия, определенная двумя методами [80]: 1 — методом висящей капли; 2 — методом максимального давления в пузырьке

1.3.5. Вязкость

Результаты определения вязкости расплавленного алюминия, опубликованные разными авторами, существенно отличаются друг от друга. Вязкость жидкого алюминия значительно увеличивается при наличии небольших количеств твердых включений, например оксида алюминия и нерастворимых примесей. В работе [81] дано следующее уравнение для определения вязкости алюминия:

$$\eta = 0,1492 \exp(1984,5/T),$$

где η — вязкость, мНс/м²; R — газовая постоянная, равная 8,3144 Дж/К, которая является частью экспоненциальной постоянной; T — температура, К.

Арсентьев и Полякова [82], используя вискозиметр, провели замеры вязкости расплавленного алюминия различной степени чистоты при температурах от 670 до 1000 °С. Полученные результаты для алюминия зонной очистки (наиболее чистый из всех исследованных авторами сортов) могут быть представлены в виде уравнения

$$\log \eta = \frac{720}{T} - 2,68,$$

где η — вязкость, П; T — температура, К.

1.4. ОКИСЛЯЕМОСТЬ АЛЮМИНИЯ

Хотя алюминий является одним из наименее благородных промышленных металлов, он достаточно устойчив во многих окислительных средах. Причиной такого поведения является наличие непрерывной окисной пленки на поверхности алюминия, которая немедленно образуется вновь на зачищенных участках при воздействии кислорода, воды или других окислителей. Молекулярный объем окиси почти в 1,3 раза больше, чем объем алюминия, участвовавшего в реакции окисления. Поэтому поверхностный слой находится под действием сжимающих напряжений и быстро восстанавливается при повреждении. В атмосфере сухого кислорода толщина оксидной пленки, которая является функцией температуры, достигает предельной величины. При комнатной температуре предельная ее толщина составляет 2,5–3,0 нм. Различными исследователями установлен логарифмический закон изменения толщины пленки во времени при низких и нормальных температурах, которое контролируется процессом переноса ионов.

Толщина окисной пленки увеличивается в присутствии паров воды. При комнатной температуре и 100 % относительной влажности толщина пленки почти вдвое больше, чем в сухом кислороде. Однако в обоих случаях временная зависимость изменения толщины одинакова. Во влажной атмосфере на поверхности алюминия обычно образуется как бы двухслойная пленка: непрерывная пленка оксида алюминия непосредственно на поверхности металла переходит в пленку гидроксида на границе раздела металла и газовой фазы. При более высоких

температурах на алюминии и алюминиевых сплавах, в особенности легированных магнием и медью, образуется пленка более сложной структуры. В этих случаях рост пленки уже не подчиняется простым временным зависимостям [83].

1.5. ГАЗЫ И АЛЮМИНИЙ

Водород в значительных количествах растворим как в твердом, так и в жидком алюминии. Считается, что другие газы также могут присутствовать в алюминии, если неметаллические соединения, имеющиеся в расплаве, вступают в реакцию с окружающей атмосферой [84]. Расплавленный алюминий активно реагирует с оксидом и диоксидом углерода, а также вступает в реакцию с парами воды, находящимися в атмосфере печи, с водой, присутствующей в гидратированных шленках в скрапе, и водой, адсорбированной огнеупорной кладкой печи или находящейся в ней в виде соединений. Твердый алюминий также вступает в реакцию с влагой печной атмосферы с образованием оксидов и водорода. Такие реакции являются источником водорода в твердых металлах вследствие его диффузии с поверхности. Количество водорода, присутствующего в расплавленном алюминии, может быть значительно большим, чем в соответствии с равновесной диаграммой растворимости из-за усиливающего действия реакции металла с влагой. Количество водорода, находящегося в твердом алюминии, может быть также больше равновесного либо из-за его избыточного содержания при затвердевании, либо вследствие реакции влаги, содержащейся в кладке печи, с поверхностью расплава и последующей его диффузии в затвердевшем металле.

Энслей и Ньюфельд [85], Опи и Грэнт [86], Эйхенауэр, Хаттенбах и Пиблер [87] исследовали растворимость водорода в жидком алюминии. Авторами указанных работ получены приведенные ниже закономерности, определяющие влияние температуры; значения растворимости, вычисленные по этим уравнениям, можно сравнить с данными табл. 1.6:

$$\log S = \frac{-2760}{T} + 2,796 \quad [85],$$

$$\log S = \frac{-2550}{T} + 2,62 \quad [86],$$

$$\log S = \frac{-3086}{T} + 2,969 \quad [87],$$

где S — растворимость водорода, $\text{см}^3/100$ г металла; T — температура, К.

Энслей и Ньюфельд [85], а также Эйхенауэр с сотрудниками [87] исследовали растворимость водорода в твердом алюминии. Этими авто-

Т а б л и ц а 1.6. Растворимость водорода в жидком алюминии при давлении водорода 2 атм над расплавом

Температура, °С	Растворимость водорода, см ³ /100 г Al*			
	[85]	[86]	[86]	[87]
660	0,69	0,83	0,78**	0,46
700	0,91	1,07	1,00**	0,63
800	1,68	1,86	1,74**	1,23
850	2,18	2,40	2,24**	1,66

* В работах [85, 87] результаты измерений даны в см³ H₂ при 20 °С и $P = 860$ мм рт. ст., в работе [86] – в см³ H₂ при 0 °С и $P = 760$ мм рт. ст.

** При температуре 0 °С и давлении $P = 760$ мм рт. ст.

рами получены следующие уравнения, связывающие растворимость, температуру и давление водорода:

$$\log S = \frac{-2080}{T} + \frac{\log p}{2} - 0,652 \text{ [85] ,}$$

$$\log S = \frac{-3042}{T} + \frac{\log p}{2} + 0,521 \text{ [87],}$$

где S – растворимость, см³/100 г металла при нормальных температуре и давлении; T – абсолютная температура; p – давление, торр*.

Значение растворимости, подсчитанные по этим уравнениям, хорошо согласуются между собой, как показывают данные таблицы:

Температура, °С	Растворимость, см ³ /100 г металла	
	[85]	[87]
660	0,04	0,05
600	0,025	0,03
500	0,01	0,01
400	0,004	0,003

Зависимость растворимости водорода от давления как в твердом, так и в расплавленном алюминии подчиняется закону квадратного корня. Эйхенауэр [88] исследовал растворимость водорода, а также дейтерия в твердом алюминии. Он установил, что коэффициент растворимости в твердом состоянии уменьшается во времени и имеет более

* 1 торр = 133,3 Па.

низкие значения, чем приведенные в опубликованных ранее работах. Автором высказано предположение о связи растворимости со структурой.

Водород в алюминии в количествах, превосходящих растворимость в твердом состоянии, рассматривается как вредная примесь [89]. Методам удаления и контроля водорода как в расплаве, так и в твердом состоянии посвящено большое количество исследований. Содержание водорода может быть определено методом горячей вакуумной экстракции [90], вакуумной плавки и плавкой в токе азота. Влияние водорода на свойства промышленных алюминиевых сплавов обсуждается в работе Хесса и Тарнбалла [91].

Все физические свойства алюминия суммированы ниже:

Свойства	Значение
Эффективное сечение захвата тепловых нейтронов	$0,232 \pm 0,003$ барн
Параметр решетки (длина ребра куба)	$4,0496 \cdot 10^{-10}$ м при 298 К
Плотность (в твердом состоянии)	$2699 \text{ кг}\cdot\text{м}^{-3}$ (теоретическая плотность, подсчитанная исходя из размеров пространственной решетки) $2697\text{--}2699 \text{ кг}\cdot\text{м}^{-3}$ (поликристаллический алюминий)
Плотность (в жидком состоянии)	$2357 \text{ кг}\cdot\text{м}^{-3}$ при 973 К $2304 \text{ кг}\cdot\text{м}^{-3}$ при 1173 К
Коэффициент термического расширения	$23 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ при 293 К
Теплопроводность	$2,37 \text{ Вт}\cdot\text{см}^{-1} \text{ K}^{-1}$ при 298 К
Удельное электросопротивление	$2,655 \cdot 10^{-8} \text{ Ом}\cdot\text{м}$
Магнитная восприимчивость	$16 \cdot 10^{-3} \text{ м}^{-3} \text{ г}\cdot\text{атом}^{-1}$ при 298 К
Поверхностное натяжение	$868 \text{ дин}\cdot\text{см}^{-1}$ при температуре плавления
Вязкость	$0,012 \text{ П}$ при температуре плавления
Температура плавления	$933,5 \text{ К}$
Температура кипения	2767 К
Теплота плавления	$397 \text{ Дж}\cdot\text{г}^{-1}$
Теплота испарения	$1,08 \cdot 10^{-4} \text{ Дж}\cdot\text{г}^{-1}$
Теплоемкость	$0,90 \text{ Дж}\cdot\text{г}^{-1} \text{ K}^{-1}$

2. СТРОЕНИЕ СПЛАВОВ¹

Большинство металлических элементов сплавляется с алюминием, но только некоторые из них играют роль основных легирующих компонентов в промышленных алюминиевых сплавах. Тем не

¹ Эту главу переработали следующие авторы; Е.М.Данн (E.M.Dunn, Kaiser Aluminum and Chemical Corp.), А.П.Дэвидсон (A.P.Davidson, Alcan International Ltd.), Дж.П.Фонс (J.P.Faunce Martin Marietta Laboratories), К.Г.Левя (C.G.Levi, ATISA-ATKINS, S.A. de C.V.), С.Мэйтра (S.Maitra, Alcoa Technical Center) и Р.Мерабян (R.Mehrabian, National Bureau of Standards).

Статья аналогичного содержания в трехтомном издании "Aluminum", 1967 г., США, написана Р.Х.Брауном и Л.А.Уиллеем (R.H.Brown, L.A.Willey, Alcoa Technical Center).

менее значительное число элементов используют в качестве добавок для улучшения свойств сплавов.

2.1. ТИПЫ СИСТЕМ СПЛАВОВ

Исходя из Периодической системы элементов можно сделать некоторые обобщения относительно типов двойных систем, образуемых различными элементами с алюминием. Бериллий, кремний, цинк, галлий, германий, олово и ртуть образуют с алюминием простые системы эвтектического типа. Кроме бериллия, все эти элементы находятся в подгруппах IIВ, IIIА и IVА Периодической системы. Кадмий, индий, таллий и свинец из указанных подгрупп, висмут из подгруппы VA, натрий и калий (а также, вероятно, рубидий и цезий) из подгруппы IA только ограниченно растворимы в жидком алюминии в широком температурном интервале выше температуры плавления. Поэтому они образуют простые монотектические системы. В двойных системах с указанными выше элементами алюминий не образует интерметаллических соединений.

Остальные металлические элементы, включая лантаниды и актиниды, ограниченно растворимы в жидком алюминии и образуют более сложные двойные системы с одним или несколькими интерметаллическими соединениями. В этих системах обычно имеет место эвтектическая реакция, в результате которой образуются твердый раствор на основе алюминия и интерметаллическое соединение. Титан, ванадий, хром, цирконий, ниобий, молибден, гафний и, по-видимому, тантал и вольфрам (элементы подгрупп IVА, VA и VIА из 4-го; 5-го; 6-го периодов Периодической системы) образуют твердые растворы по перитектической реакции с малой предельной растворимостью элемента в алюминии и интерметаллическими соединениями с алюминием.

Из числа многих двойных интерметаллических соединений, образующихся в результате реакции алюминия с различными металлическими элементами, некоторые кристаллизуются конгруэнтно (без изменения химического состава). Однако в большинстве случаев ранее выпавшие кристаллы твердой фазы реагируют с обедненной жидкостью и образуют другой твердый раствор. Несмотря на сходство элементов в пределах одной группы Периодической системы, четкие зависимости между количеством и типом интерметаллических соединений, образуемых этими элементами с алюминием, установить трудно.

2.1.1. Растворимость элементов в жидком алюминии

За исключением указанных выше частично растворимых элементов, все остальные металлические элементы полностью растворимы в жидком алюминии. Пределы растворимости ряда элементов при температурах выше температуры плавления алюминия приведены в табл. 2.1. Из полупроводниковых и неметаллических элементов кремний полностью растворим в жидком алюминии. Бор имеет малую предельную растворимость ($\sim 0,02\%$) при эвтектической температуре, которая не-

Т а б л и ц а 2.1. Инвариантные реакции в двойных алюминиевых сплавах

Элемент	Температура*, °С	Предел растворимости в жидком состоянии, %		Предел растворимости в твердом состоянии, %	
		(по массе)	(ат.)	(по массе)	(ат.)
Ag	570	72,0	60,9	55,6	23,8
Au	640	5	0,7	0,36	0,049
B	660	0,022	0,054	< 0,001	< 0,002
Be	645	0,87	2,56	0,063	0,188
Bi	660**	3,4	0,45	< 0,1	< 0,01
Ca	620	7,6	5,25	< 0,1	< 0,05
Cd	650**	6,7	1,69	0,47	0,11
Co	660	1,0	0,46	< 0,02	< 0,01
Cr	660***	0,41	0,21	0,77	0,40
Cu	550	33,15	17,39	5,67	2,48
Fe	655	1,87	0,91	0,052	0,025
Ga	30	98,9	97,2	20,0	8,82
Gd	640	11,5	2,18	< 0,1	< 0,01
Ge	425	53,0	29,5	6,0	2,30
Hf	660***	0,49	0,074	1,22	0,186
In	640	17,5	4,65	0,17	0,04
Li	600	9,9	30,0	4,0	13,9
Mg	450	35,0	37,34	14,9	16,26
Mn	660	1,95	0,97	1,82	0,90
Mo	660**	0,1	0,03	0,25	0,056
Na	660*	0,18	0,21	0,003	< 0,003
Nb	660**	0,01	0,003	0,22	0,064
Ni	640	6,12	2,91	0,05	0,023
Pb	660	1,52	0,20	0,15	< 0,02
Pd	615	24,2	7,5	< 0,1	< 0,02
Rh	660	1,09	0,29	< 0,1	< 0,02
Ru	660	0,69	0,185	< 0,1	< 0,02
Sb	660	1,1	0,25	0,1	0,02
Sc	660	0,52	0,31	0,38	0,23
Si	580	12,6	12,16	1,65	1,59
Sn	230	99,5	97,83	< 0,01	< 0,002
Sr	655	—	—	—	—
Th	635	25,0	3,73	< 0,1	< 0,01
Ti	665***	0,15	0,084	1,00	0,57
Tm	645	10,0	1,74	< 0,1	< 0,01
U	640	13,0	1,67	< 0,1	< 0,01
V	665***	0,25	0,133	0,6	0,32
Y	645	7,7	2,47	< 0,1	< 0,03
Zn	380	95,0	88,7	82,8	66,4
Zr	660***	0,11	0,033	0,28	0,085

* Во всех случаях, кроме помеченных значками, имеет место образование эвтектики.

** Монотектическая реакция.

*** Перитектическая реакция.

много ниже температуры плавления алюминия. Растворимость его увеличивается с повышением температуры, но остается менее 1,5 % при 1500 °С. Углерод растворим в алюминии в небольших количествах: пределы его растворимости до сих пор точно не установлены, но есть данные, что они значительно меньше, чем у бора.

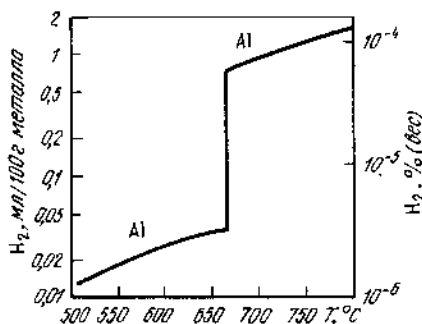
Фосфор и мышьяк почти нерастворимы в алюминии. В соответствии с гипотетической диаграммой сера в значительном количестве растворима в жидком алюминии.

Ранее проведенными исследованиями установлена полная растворимость селена и теллура в жидком алюминии. Хотя эти элементы легко соединяются с алюминием, невозможно добиться их содержания в металле в количестве, превышающем следовое, если плавка и литье осуществляются в обычных атмосферных условиях. Трудность удержания этих элементов в металле обусловлена тремя факторами:

- 1) высокой летучестью этих элементов при температуре жидкого алюминия;
- 2) окислением поверхности расплавленного металла;
- 3) образованием соединений с меньшей плотностью, которые выделяются из расплава в шлак.

Кроме водорода, обычные природные газы и элементы группы галогенов не растворяются в жидком алюминии, но легко образуют с

Рис. 2.1. Растворимость водорода в алюминии и магнии при атмосферном давлении в зависимости от температуры [1]



ним соединения. Растворимость водорода в жидком и твердом алюминии обсуждается в разделе 1. На рис. 2.1 [1] показана растворимость водорода в алюминии в интервале от 500 до 800 °С.

2.1.2. Растворимость в твердом алюминии

Ни один из известных элементов не растворяется полностью в твердом алюминии. Наибольшую растворимость из всех существующих элементов имеет цинк [предел растворимости составляет 66,4 % (ат.)]. Кроме цинка, серебро, магний и литий растворяются в твердом алюминии в количествах более 10 % (ат.) (в порядке уменьшения предела максимальной растворимости). Галлий, германий, медь и кремний (в аналогичном порядке) имеют максимальную растворимость менее

Т а б л и ц а 2.2. Характеристики твердых растворов в двойных
алюминиевых сплавах

Элемент	ΔH_s^{*1} , кДж/г-атом	$\Delta\rho$, мкОм/% (ат.) * ²	$\Delta\alpha/\Delta\gamma^{*3}$, м/% (ат.)·10 ¹⁰	$\gamma\gamma - \gamma_{Al}^{*4}$, м·10 ¹⁰
Ag	26,7	1,15	0	+0,013
Au	87,5	2	—	+0,010
B	—	—	—	-0,449
Be	75,7	0,085	-0,0217	-0,306
Bi	—	—	—	+0,347
Ca	—	—	—	+0,541
Cd	82,0	0,057	-0,0067	+0,079
Co	—	—	—	-0,177
Cr	67,8	7,70	-0,0100	-0,153
Cu	41,0	0,785	-0,0051	-0,153
Fe	95,8	4,75	—	-0,169
Ga	19,2	0,250	+0,0012	-0,025
Gd	—	—	—	+0,375
Ge	40,6	0,775	+0,00155	+0,015
Hf	(77,8)	—	—	+0,156
In	—	—	—	+0,150
Li	26,8	0,89	-0,00016	+0,120
Mg	18,8	0,49	+0,00460	+0,169
Mn	60,7	5,97	-0,0066	-0,161
Mo	—	8,35	—	-0,043
Na	—	—	—	+0,467
Nb	—	6,85	—	+0,027
Ni	95,8	1,77	—	-0,185
Pb	—	1,5	—	+0,275
Pd	51,0	2,35	—	-0,056
Rh	—	—	—	-0,077
Ru	—	—	—	-0,093
Sb	—	—	—	+0,228
Sc	69,5	3,32	—	+0,191
Si	49,4	0,65	-0,0018	-0,054
Sn	—	1,1	—	+0,194
Sr	—	3,2	—	+0,719
Th	—	—	—	+0,366
Ti	64,0	5,10	-0,0105	+0,038
Tm	—	—	—	+0,330
U	—	—	—	+0,087
V	73,6	6,90	-0,0075	-0,091
Y	—	—	—	+0,368
Zn	8,5	0,211	-0,00075	-0,090
Zr	86,2	5,85	—	+0,168

*¹ Теплота растворения ΔH_s берется как наклон графика логарифмической зависимости растворимости от $1/T$ (для разбавленных растворов серебра и цинка).

*² Увеличение электросопротивления на 1 % (ат.) в твердом растворе.

*³ Изменение параметра решетки на 1 % (ат.) элемента в твердом растворе.

*⁴ Разница между атомным радиусом элемента и алюминия (по Полингу).

10, но более 1 % (ат.). Все другие элементы растворимы в меньшей степени. Пределы растворимости в твердом алюминии для некоторых элементов приведены в табл. 2.2.

Предел растворимости лития в твердом алюминии приводится по результатам недавно проведенных исследований Коста и Маршалла [2] и Левина и Рапперпорта [3]. Данные, полученные в этих работах, хорошо согласуются между собой, но существенно отличаются при температурах ниже 500 °С от результатов других исследователей. Джонс и Дэс [4] установили, что пределы растворимости лития в твердом алюминии составляют 4,2; 1,7 и 0,4 % при эвтектических температурах 400 и 200 °С соответственно.

Кроме одного общеизвестного исключения, которое составляет олово¹, максимальная растворимость в твердом алюминии достигается при эвтектической, перитектической или монотектической температурах. При снижении температуры предел растворимости уменьшается. Именно это изменение растворимости (с довольно больших концентраций при повышенных температурах и относительно малых при низких температурах) является одним из основных факторов, обеспечивающих возможность значительного повышения твердости и прочности алюминиевых сплавов посредством закалки и последующего старения.

2.1.3. Интерметаллические фазы

Характерной чертой сплавов на основе алюминия является широкое разнообразие интерметаллических фаз, образующихся благодаря тому, что алюминий является трехвалентным элементом и имеет высокий электроотрицательный потенциал. Обзор литературы по интерметаллическим фазам в алюминиевых сплавах приведен в работе Пирсона [5]. Интерметаллические фазы в системах на основе алюминия рассмотрены также Мондольфо [6]. Стабильность этих фаз и ширина интервала концентрации определяются размерным фактором и валентностью. В двойных системах некоторые фазы могут иметь точный стехиометрический состав (AlSb). В других системах соединение может существовать в узком интервале концентраций, не соответствующем его формуле (CuAl_2); это обусловлено дефектностью кристаллической решетки. Другие фазы, например Ag_2Al , имеют более широкий интервал концентраций. Переходные металлы часто образуют ряды соединений с точными химическими формулами и иногда полностью стехиометрического состава (Co_2Al_9 , $\text{Co}_4\text{Al}_{13}$, CoAl_3 , Co_2Al_5 и CoAl ; MnAl_6 , MnAl_4 и MnAl_3). Переходные металлы также часто проявляют метастабильность, в результате чего одна фаза, образующаяся при быстром затвердевании, переходит в другую в твердом состоянии, например $\text{FeAl}_6 \rightarrow \text{FeAl}_3$, или имеет место выделение метастабильных фаз из пересыщенного твердого раствора (MnAl_{12}).

¹ Олово имеет обратную зависимость растворимости в интервале между точкой плавления алюминия и эвтектической температурой (228,3 °С) с максимумом, равным 0,10 % при температуре около 600 °С.

В тройных сплавах некоторые интерметаллические фазы, присутствующие в двойных системах, образуют с алюминиевым твердым раствором псевдобинарные эвтектики, например Mg_2Si или $MgZn_2$. В четверных системах интерметаллические фазы соответствующих двойных и тройных систем иногда бывают изоморфными, образуя между собой непрерывные ряды твердых растворов, находящиеся в равновесии с алюминиевым твердым раствором. Ярким примером является четверная система алюминий — медь — магний — цинк, где имеются три таких пары: $CuMg_4Al_6 + Mg_3Zn_3Al_2$, $Mg_2Zn_{11} + Cu_6Mg_2Al_5$ и $MgZn_2 + CuMgAl$. Первая пара фаз имеет близкие параметры решеток и образует широкую область твердого раствора, то же можно сказать и о двух других парах, но в меньшей степени. Ни $Cu_6Mg_2Al_5$, ни $CuMgAl$ не находятся в равновесии с твердым раствором в системе Al — Cu — Mg, хотя Mg_2Zn_{11} и $MgZn_2$ являются равновесными в системе Al — Mg — Zn.

Другим примером является четверная система Al — Fe — Mn — Si. Здесь состав и параметр решетки фазы $(FeMn)_3Si_2Al_{15}$ с решеткой о.ц.к. меняются от $Mn_3Si_2Al_{15}$ ($a = 1,2652$ нм) до $(Mn_{0,1}Fe_{0,9})_3Si_2Al_{15}$ ($a = 1,2548$ нм). Фаза Fe_2SiAl_8 с гексагональной решеткой почти соответствует составу химического соединения в системе Al — Fe — Si, превращение гексагональной решетки в кубическую происходит при введении малых добавок ванадия, хрома, молибдена и вольфрама и несколько больших добавок меди [7]. Такие эффекты химической стабилизации в сочетании с метастабильностью, вносимой при литье, часто являются причиной формирования сложной структуры сплава.

Т а б л и ц а 2.3. Интерметаллические фазы в

Интерметаллическая фаза	Обозначение	Тип структуры	Пространственная группа	Периоды
				<i>a</i>
				<i>Двойные</i>
Ag_2Al	ϵ	A_3 , гекс.	$P6_3/mmc$	2,885
$\alpha-AlB_{12}$	—	Монокл.	$C2/m$	8,522
$\beta-AlB_{12}$	—	Тетр.	—	12,58
AlB_2	—	$C32$, гекс.	3,006	—
$CaAl_4$	—	$D1_3$ тетр. объемноцентр.	$I4/mmm$	4,362
Co_2Al_9	—	Монокл.	$P2_1/c$	6,213
$CrAl_7$	—	Ромб.	—	24,8
$CrAl_{11}$	—	—	—	24,8
$CuAl_2$	θ	$C16$, тетр. объемноцентр.	$I4/mcm$	6,066
	θ'	Тетр.	—	4,04

Изучению большого разнообразия структур, образующихся в металлах и сплавах, посвящена обстоятельная работа Юм-Розери и Рейнора [8]. Некоторые фазы являются обычными валентными (ионными) соединениями. Они имеют высокую температуру плавления и низкую электропроводность, как соединения алюминия с элементами V группы, подобно AlSb. Для таких соединений характерны направленность связи и обмен электронами, расстояние между ионами в соединениях меньше, чем предполагаемое для металлической связи. Некоторые фазы являются электронными соединениями с определенным отношением числа валентных электронов к числу атомов, например 3:2 для AlCu₃. В этой фазе обмен электронами не имеет места и преобладают черты, характерные для металлической связи. Такие соединения имеют пластичность, электропроводность и температуру плавления в интервале между значениями этих характеристик для составляющих их элементов.

Природа соединений алюминия с переходными металлами и кремнием до сих пор является предметом исследований. Есть некоторые основания считать, что валентные электроны абсорбируются *d*-орбиталями переходных металлов и замещаются электронами с электронных оболочек алюминия. Это приводит к уменьшению параметра решетки в соединениях алюминия с переходными металлами, что характерно для ионной связи; такие соединения имеют высокую температуру плавления. Попытка систематизации соединений, образующихся в алюминиевых сплавах, сделана в работе [9]. Структуру соединений можно представить в виде полиэдрических плоских группировок атомов алюминия,

сплавах на основе алюминия

решетки, А		<i>c/a</i> α или β	Число атомов в эле- мент. ячей- ке	Плотность, г/см ³		Температура плавления, °C
<i>b</i>	<i>c</i>			экспери- мент.	расчет- ная	
<i>системы</i>						
—	4,582	1,588	2	—	8,14	730*
11,002	7,393	143 ⁰ 29'	52	—	2,53	—
—	10,20	0,811	208	—	2,58	~1350
3,252	1,082	3	—	—	3,17	~850*
—	11,09	2,542	10	—	2,33	700*
6,290	8,556	94 ⁰ 46'	22	3,60	3,60	1940*
24,7	30,2	—	1160	—	3,14	~725*
24,7	30,2	—	1209	—	3,34	~940*
—	4,874	0,803	12	4,34	4,35	590
—	5,80	1,436	6	—	4,12	—

Интерметаллическая фаза	Обозначение	Тип структуры	Пространственная группа	Периоды
				<i>a</i>
	ГП [2] или θ''	"	—	4,04
FeAl ₄	—	Монокл.	<i>C2/m</i>	15,520
FeAl ₅	—	Ромб.	<i>CC/mn</i>	6,464
AlLi	—	B32, г.ц.к.	<i>Fd3m</i>	6,38
Mg ₂ Al ₃	β	Г.ц.к.	<i>Fd3m</i>	28,16
MnAl ₆	—	Ромб.	<i>Cmcm</i>	6,498
MnAl ₄	—	Гекс.	—	28,41
MnAl _{1,2}	G	Куб.	—	~ 7,47
NiAl ₃	ϵ	Д0 ₂₀ , ромб.	<i>Pnma</i>	6,611
Ni ₂ Al ₃	δ	Д5 ₁₃ , гекс.	<i>P3m1</i>	4,036
NiAl	β	B2, о.ц.к.	<i>Pm3m</i>	2,887
AlSb	—	B3, куб.	<i>F43m</i>	6,096
TiAl ₃	—	Д0 ₂₂ , тетр., объемноцентр.	<i>I4/mmm</i>	3,848
UAl ₄	—	Д1 ₆ , ромб.	<i>Imma</i>	4,41
VA _{1,1}	—	Г.ц.к.	<i>Fd3m</i>	14,586
VA ₆	—	Гекс.	—	7,718
ZrAl ₄	—	Д0 ₂₃ , тетр., объемноцентр.	<i>I4/mmm</i>	4,013
TiB ₂	—	C32, гекс.	<i>P6/mmm</i>	3,028
Mg ₂ Si	β	C1, г.ц.к.	<i>Fm3m</i>	6,351
	β'	Гекс.	—	7,05
Mg ₂ Zn _{1,1}	Z	Куб.	<i>Pm3</i>	8,552
MgZn ₂	M	C14, гекс.	<i>P6₃/mnc</i>	5,18
<i>Тройные</i>				
Cr ₂ Mg ₃ Al ₁	E	Г.ц.к.	<i>Fd3m</i>	14,55
(Cr, Mn)Al _{1,2}	G	О.ц.к.	<i>Im3</i>	7,507
Cr ₄ Si ₄ Al _{1,3}	α	Г.ц.к.	<i>F43m</i>	10,917
Cu ₂ FeAl ₇	β или N	Тетр.	<i>P4/mnc</i>	6,336
(Fe, Cu)(Al, Cu) ₆	α	Ромб.	<i>Cmcm</i>	7,464
Cu ₃ Li ₂ Al _{1,5}	T _B	C1, г.ц.к.	<i>Fm3m</i>	5,83
CuLiAl ₂	T ₁	Гекс.	—	4,96
CuLi ₃ Al ₆	T ₂	—	—	—
CuMgAl ₂	S	Ромб., грани- центр.	<i>Cmcm</i>	4,01
CuMgAl	U или M	C14, гекс.	<i>P6₃/mnc</i>	5,07
CuMg ₄ Al ₆	T	О.ц.к.	—	14,31
Cu ₃ Mg ₆ Al ₇	Q или Y	Куб.	<i>Im3</i>	12,087
Cu ₆ Mg ₂ Al ₅	V или Z	"	<i>Pm3</i>	8,311
Cu ₂ Mn ₃ Al _{2,0}	T	Ромб.	—	24,11
Cu ₃ NiAl ₆	T	О.ц.к.	—	14,6

решетки, А		c/a α или β	Число атомов в элемент. ячейке	Плотность, г/см ³		Температура плавления, °С
b	c			эксперимент.	расчетная	
—	7,68	1,901	8	—	3,83	—
8,099	12,501	107 ⁰ 43 ^p	~100	3,77	3,78	1160*
7,440	7,779	—	42	3,45	3,45	—
—	—	—	16	—	1,725	717
—	—	—	1166	2,23	2,23	450
7,552	8,870	—	28	3,27	3,31	710*
—	12,38	0,436	—	—	—	820*
—	—	—	—	—	—	—
7,366	4,812	—	16	—	3,96	855*
—	4,900	1,214	5	—	4,76	1130*
—	—	—	2	—	5,91	1640
—	—	—	8	4,34	—	~1050
—	8,596	2,234	8	3,31	3,37	1340*
6,27	13,71	—	20	—	6,06	730*
—	—	—	192	—	2,98	670*
—	17,15	2,222	56	—	3,20	740*
—	17,320	4,316	16	4,11	4,11	1580
—	3,228	1,064	3	4,38	4,50	2790
—	—	—	12	—	1,99	1100
—	4,05/ 12,15	—	—	—	—	—
—	—	—	39	6,16	6,12	385*
—	8,517	1,644	12	5,20	5,20	590
<i>системы</i>						
—	—	—	184	2,80	2,86	—
—	—	—	26	—	2,92	< 580
—	—	—	84	3,40	—	—
—	14,870	2,347	40	4,30	4,44	—
6,441	8,786	—	28	—	—	630*
—	—	—	—	—	—	—
—	9,35	1,885	—	—	—	—
—	—	—	—	—	—	—
9,25	7,15	—	16	—	3,55	~550*
—	8,29	1,64	12	—	4,13	~950
—	—	—	162	—	2,69	~475*
—	—	—	96	3,02	—	~520*
—	—	—	39	4,94	4,90	~710*
12,51	7,71	—	150	—	3,59	—
—	—	—	250	—	5,48	~820*

Интерметаллическая фаза	Обозначение	Тип структуры	Пространственная группа	Периоды
				<i>a</i>
Cu_3ZnAl_3	T'	"	—	2,911
$\text{FeNiAl}_{1,5}$	—	Монокл.	—	—
Fe_2SiAl_6	$\alpha\text{-FeSi}$	Гекс.	$P6_3/mmc$	12,3
FeSiAl_5	$\alpha'\text{-FeSi}$	О.ц.к.	$Im3$	12,548
	$\beta\text{-FeSi}$	Монокл.	—	6,12
FeSi_2Al_4	$\delta\text{-FeSi}$	Тетр.	—	6,16
$\text{Mg}_2\text{MnAl}_{1,0}$	T	—	—	—
$\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$	T	О.ц.к.	$Im3$	14,19
$\text{Mn}_3\text{Si}_2\text{Al}_{1,5}$	$\alpha\text{-MnSi}$	Куб.	—	12,652
$\text{Mn}_3\text{SiAl}_{1,0}$	$\beta\text{-MnSi}$	Гекс.	$P6_3/mmc$	7,513
<i>Четверные</i>				
$\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Al}_2$	—	Гекс.	—	10,32
$\text{CuMg}_5\text{Si}_4\text{Al}_4$	—	О.ц.к.	—	12,63
$\text{FeMg}_5\text{Si}_6\text{Al}_6$	—	Гекс.	$P62m$	6,63

* Образуется по перитектической реакции.

располагающихся в 8,9 и 10 слоев вокруг атомов переходных металлов. Трехмерные структуры контролируются упаковкой этих полиэдров. Типы кристаллических структур, параметры решеток, плотность и температура плавления или температура перитектического превращения для наиболее важных интерметаллических соединений в сплавах на основе алюминия приведена в табл. 2.3.

2.2. РАВНОВЕСНАЯ И НЕРАВНОВЕСНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

2.2.1. Равновесная кристаллизация

Все процессы, происходящие при кристаллизации в промышленных условиях, являются неравновесными. Хотя равновесная кристаллизация в реальных условиях не наблюдается, она представляет интерес как предельный случай. В литейном производстве степень отклонения от условий равновесной кристаллизации оказывает значительное влияние на конечную структуру материала [10, 11].

Равновесная кристаллизация обеспечивается при условии, когда $L^2 \ll D_s t$, где L — перемещение фронта кристаллизации; D_s — коэффициент диффузии растворенного вещества в закристаллизовавшемся металле; t — время.

решетки, А		c/a α или β	Число атомов в элемент. ячейке	Плотность, г/см ³		Температура плавления, °С
b	c			эксперимент.	расчетная	
—	—	—	—	—	—	—
—	—	—	—	—	—	~810*
—	26,3	—	—	3,58	—	~860*
—	—	—	—	—	—	—
6,12	41,48	91 ⁰	—	—	—	~700*
—	9,49	1,54	—	3,0	—	~870*
—	—	—	—	—	—	—
—	—	—	162	3,78	3,80	~530*
—	—	—	—	—	—	—
—	7,745	1,031	~ 26	3,74	—	—
<i>системы</i>						
—	4,05	0,392	—	2,79	—	—
—	—	—	—	—	—	—
—	7,94	1,20	18	2,82	2,82	—

Сказанное выше иллюстрирует рис. 2.2. Кристаллизация сплава состава C_0 начинается при температуре T_L и заканчивается при температуре T_S . Начальные порции затвердевшего металла имеют концентрацию твердого раствора, выражающуюся отрезком kC_0 , где k — коэффициент равновесного распределения C_S^*/C_L^* т.е. отношение концентраций, находящихся в равновесии твердого раствора и жидкости. Если принять, что в закристаллизовавшемся твердом растворе полностью прошла диффузия, то концентрация твердого раствора (C_S) равна равновесной концентрации твердого раствора (C_S^*) на линии солидуса. При этом принимается, что диффузия в жидкости также закончилась. После окончания кристаллизации имеется однородный однофазный твердый раствор концентрации C_0 .

2.2.2. Кристаллизация с местным (локальным) равновесием

Многие промышленные процессы кристаллизации, происходящие при средних скоростях охлаждения (от 0,1 до 100 °С/с), могут быть описаны достаточно точно, если принять, что $D_S \approx 0$ и на поверхности раздела жидкого и твердого металла сохраняются условия локального равновесия ($k = C_S^*/C_L^*$) и $D_L \approx \infty$. Кристаллизация в этих условиях иллюстрируется рис. 2.3. Первые порции затвердевшего металла при температуре T_L имеют концентрацию твердого раствора в виде отрез-

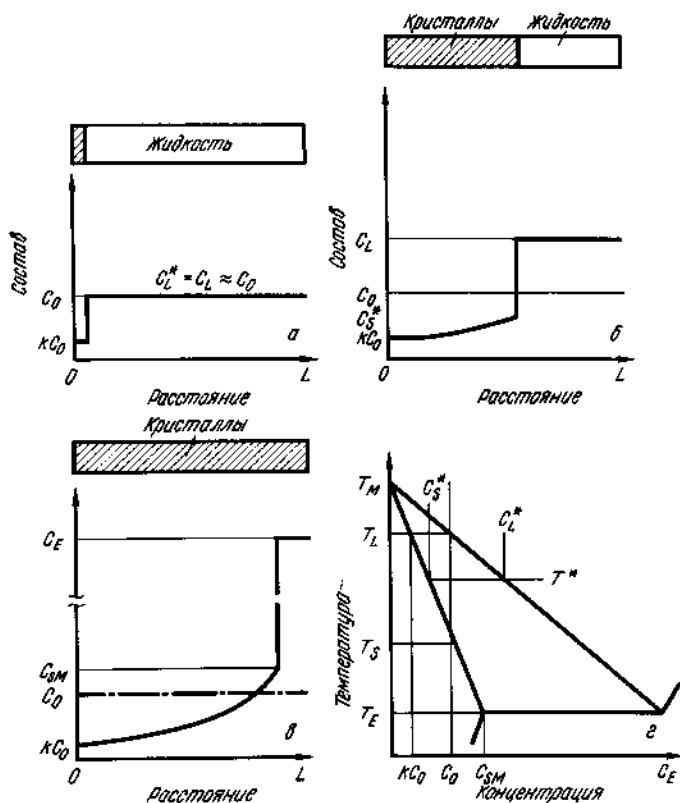


Рис. 2.2. Перераспределение растворенного вещества при равновесной кристаллизации сплава состава C_0 [10]:
 а – в начале кристаллизации; б – при температуре T^* ; в – в конце кристаллизации; г – фазовая диаграмма

ка kC_0 . При температурах ниже температуры ликвидуса кристаллы, образующиеся на поверхности охлаждения, имеют более высокую концентрацию, чем закристаллизовавшиеся ранее. Для сохранения баланса растворенного вещества дополнительное количество его находится в жидкости, что приводит к внутридендритной ликвации. В результате происходит образование неравновесной эвтектики в междендритных участках в конце кристаллизации. Количество образующейся эвтектики может быть выражено как

$$f_E = \left(\frac{C_E}{C_0} \right)^{1/(k-1)}, \quad (1)$$

где f_E – объемная фракция эвтектики; C_E – эвтектическая концент-

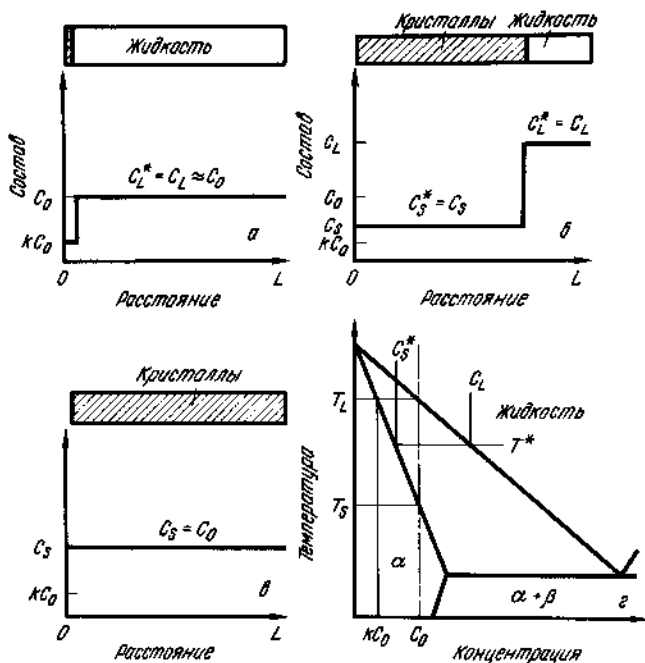


Рис. 2.3. Перераспределение растворенного вещества при кристаллизации в отсутствии диффузии в твердом состоянии и при наличии полной диффузии в жидкости [10]:
 а – в начале кристаллизации; б – при температуре T^* ; в – после затвердевания; г – в соответствии с фазовой диаграммой

рация растворенного вещества. Количество эвтектики, обычно наблюдаемое в реальных условиях, близко к расчетному по уравнению (1) для скоростей охлаждения, типичных для производственных процессов литья слитков [12]. Растворение неравновесной эвтектики достигается посредством гомогенизации слитков [13].

2.2.3. Высокоскоростная кристаллизация алюминиевых сплавов

В поисках путей улучшения свойств алюминиевых сплавов использовано много технологических приемов, одним из которых является кристаллизация непосредственно из расплава. Этот метод, известный как высокоскоростная кристаллизация, направлен на обеспечение высокого коэффициента рассеяния тепла с поверхности раздела жидкой и твердой фазы, значительной степени переохлаждения и соответствующей скорости продвижения поверхности раздела. Обычно это достигается повышением коэффициента теплопередачи на поверхности охлаж-

даемой отливки и увеличением отношения поверхности отливки к ее объему, что позволяет получать скорости охлаждения в пределах от 10^3 до 10^{10} °C/с. Вторым основным направлением при высокоскоростной кристаллизации сплавов является обеспечение достаточной степени переохлаждения до появления зародышей кристаллов; при этом условии расплав играет роль основного поглотителя теплоты плавления. Кристаллизация в этом случае происходит, по существу, в адиабатических условиях. Кристаллизация при существенно повышенных скоростях охлаждения и больших степенях переохлаждения, типичная для процесса распыления, разбрызгивания и других подобных методов, обычно приводит к существенному изменению и улучшению структуры по сравнению с обычными методами литья.

2.2.4. Микроструктура быстро закристаллизованных алюминиевых сплавов

Высокоскоростная кристаллизация алюминиевых сплавов обычно приводит к следующим изменениям микроструктуры:

- 1) улучшению микроструктуры — измельчению зерна, уменьшению размеров ветвей дендритов и эвтектических прослоек;
- 2) увеличению предела растворимости легирующих элементов в твердом состоянии в первичном α -Al твердом растворе и изменению формы выделений, ведущих, в конечном счете, уменьшению количества или к полной ликвидации второй фазы;
- 3) морфологическим изменениям эвтектики или первичной фазы;
- 4) образованию метастабильных фаз;
- 5) увеличению количества эвтектики в доэвтектических сплавах;
- 6) пересыщению вакансиями.

Хотя все выше перечисленные изменения наблюдались в алюминиевых сплавах в ряде случаев даже при средних скоростях охлаждения (от 10 до 10^3 °C/с), хорошо понятны только первые четыре, являющиеся самыми важными с точки зрения улучшения свойств конечного полуфабриката. Они обсуждаются ниже более подробно.

2.2.5. Улучшение микроструктуры

В общем случае размер зерна микроструктуры при дендритной кристаллизации алюминиевых сплавов, которая имеет место в большинстве систем, может быть связан со средней скоростью охлаждения при кристаллизации $\epsilon_{\text{ср}}$ или локальным временем кристаллизации (время, необходимое для укрупнения структуры) t_f следующими зависимостями:

$$DAS = a \epsilon_{\text{ср}}^{-m} = b t_f^m \quad (2)$$

$$\epsilon_{\text{ср}} = \frac{(T_L - T_S)}{t_f}, \quad (3)$$

где $(T_L - T_S)$ — интервал кристаллизации сплава; DAS — размер дендрита; a , b и m — константы.

Для нескольких алюминиевых сплавов установлены экспериментальные зависимости между средней скоростью охлаждения и размерами ветвей дендритов [14, 15]. Например, исследованы размеры дендритов в сплаве Al — 10,5 % Si в зависимости от средней скорости охлаждения вплоть до 10^5 °C/c [16]. Методом электронной микроскопии на репликах с медной подложкой установлено, что длина ветвей дендритов составляет 0,01–0,5 мкм [17, 20], а величина прослоек эвтектической составляющей имеет близкие к ней значения [21]. Однако в большинстве исследований эксперименты были ограничены сложностью точных замеров скорости охлаждения при значениях последней менее 10^3 °C/c.

На рис. 2.4. показана эффективность различных методов кристаллизации с точки зрения улучшения микроструктуры при используемых в каждом методе скоростях охлаждения и приведена зависимость размера ветвей дендрита, выраженная уравнением (2) для алюминиевых сплавов. Следует осторожно использовать экспоненциальную зависимость уравнения (2) для оценки влияния скорости охлаждения при быстрой кристаллизации на размер ветвей дендрита, поскольку достоверность этой зависимости при больших значениях входящих в нее величин недостаточна, особенно если исследуемая микроструктура не имеет типично дендритной морфологии. Кроме того, константы в этом уравнении меняются в зависимости от состава сплава. Исследования влияния состава сплава на структуру при фиксированной средней скорости охлаждения в двойных сплавах Al — Cu, Al — Mg, Al — Si и Al — Zn показали, что увеличение концентрации растворенного элемента вызывает уменьшение размеров ветвей дендрита, особенно в области низких концентраций [15, 23]. При увеличении скорости кристаллизации происходит также измельчение вторичных фаз,

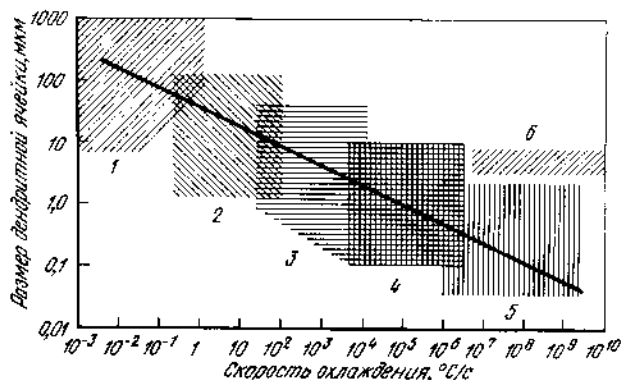


Рис. 2.4. Зависимость размера дендритных ячеек от скорости охлаждения при кристаллизации алюминия и алюминиевых сплавов [22]:

1 — охлаждение в слитке; 2 — газоструйное распыление расплава; 3 — распыление расплава с охлаждением водой; 4 — распыление на охлаждаемую металлическую подложку; 5 — плазменное распыление; 6 — поверхность расплава

включая эвтектические составляющие. Дисперсионное упрочнение, связанное с этим эффектом, авторы работы [24, 27] наблюдали в сплавах системы Al — Si.

Быстрая кристаллизация может также вызывать измельчение зерен до 1 мкм, что значительно меньше, чем при обычных методах литья. Босуэлл и Чедвик [28] провели количественный анализ измельчения зерен при кристаллизации алюминия с большими скоростями охлаждения ($> 10^5$ °C/c) при распылении, и ими получена хорошая сходимость результатов экспериментов с теоретически рассчитанными размерами зерен.

2.2.6. Увеличение предела растворимости в твердом состоянии

Почти во всех системах алюминиевых сплавов, кроме системы Al — Zn, при кристаллизации с достаточно высокими скоростями охлаждения наблюдается увеличение предела растворимости в твердом состоянии [29]. Это позволяет получить более легированные сплавы с повышенными прочностными свойствами в сочетании с достаточной пластичностью для большинства систем. В табл. 2.4 приведены предельные значения максимальной растворимости в твердом состоянии для двойных систем на основе алюминия, представляющих практический интерес.

Имеются указания на то, что увеличение предельной растворимости возрастает при более резкой закалке [30] и повышении степени легированности сплава [31], но это не обязательно связано с образованием эвтектики. Добавки, способные увеличивать свою предельную растворимость в двойных сплавах (например, марганец), могут быть использованы в тройных системах для повышения пределов растворимости таких элементов, как железо, кобальт и никель, у которых эта способность выражена в меньшей степени [30].

Т а б л и ц а 2.4. Предельная растворимость элементов в твердом состоянии в двойных сплавах, закаленных от температуры плавления, в сравнении с равновесным пределом растворимости*

Элемент	Максимальная растворимость при равновесной кристаллизации		Максимальная растворимость в условиях быстрого охлаждения, % (ат.)
	температура, К	% (ат.)	
Cr	935	0,44	> 5—6
Cu	820	2,5	17—18
Fe	930	0,025	4—6
Mg	725	18,9	36,8—40
Mn	925	0,7	6—9
Ni	915	0,023	1,2—7,7
Si	850	1,59	10—16
Zn	655	66,5	38—...

* По данным *H. Jones*. Aluminum, 1978, v. 54, № 4, p. 274.

2.2.7. Морфологические модификации

В сплавах, закристаллизованных при высоких скоростях, имеет место образование обычной дендритной (столбчатой и равноосной) структуры и модифицированной дендритной морфологии [32–34]. Первичные фазы в модифицированной дендритной структуре проявляют склонность к расположению в виде сотообразной сетки или стержней, причем с увеличением скорости охлаждения такая структура становится более заметно выраженной [18, 34]. Аналогичные наблюдения были сделаны на массивных образцах сплавов на основе никеля и железа при увеличении степени переохлаждения до появления зародышей кристаллизации [35]. Иногда высокоскоростная кристаллизация приводит к подавлению образования первичной равновесной фазы из расплава. Например, в заэвтектических сплавах Al – Fe, отлитых в кокиль [36], и в образцах этих же сплавов, полученных путем распыления расплава [37], наблюдалось образование дендритов α -твердого раствора вместо выделений равновесной фазы $FeAl_3$.

Достаточно высокие скорости охлаждения при кристаллизации могут изменять границы химсостава, в пределах которых происходят образование и рост эвтектики, ее составляющих и их морфологию. Относительно быстрая кристаллизация сплавов Al – Fe при скорости охлаждения в пределах от 10 до 10^4 °C/c приводит к изменению морфологии эвтектики; вместо эвтектики с беспорядочно расположенными частицами $FeAl_3$ образуется эвтектика Al – $FeAl_6$ с регулярной структурой, а также наблюдается присутствие эвтектики в доэвтектических сплавах [36]. Кроме того, имеют место вырожденная и радиально-эвтектическая структуры в сплаве Al – 17,3 % (ат.) Si наряду со структурными изменениями в зависимости от содержания меди при высокоскоростном охлаждении [38].

2.2.8. Образование метастабильных фаз

При неравновесной кристаллизации образование структур, присущих данному сплаву, происходит иначе, чем в условиях фазового равновесия, предполагаемого диаграммой состояния. Тем не менее можно выделить некоторые типичные случаи, классификация которых предложена Джонсом [30]:

- 1) тип I: фазы, присутствующие в равновесном состоянии, неустойчивы при данных температуре и составе сплава;
- 2) тип II: фазы не образуются непосредственно из расплава, но появляются при дальнейшей термообработке или выделяются при охлаждении закристаллизовавшегося сплава;
- 3) тип III: фазы, образующиеся при высокоскоростной кристаллизации образца, но не обнаруживаемые в равновесных условиях при любом составе сплава в пределах данной системы.

Перечень фаз, наиболее часто встречающихся в двойных алюминиевых системах, приведен в табл. 2.5. Результаты единственной работы [39], в которой указывалось на отсутствие кристаллических образо-

Т а б л и ц а 2.5. Неравновесные фазы в двойных алюминидных сплавах, полученных при быстрой кристаллизации

Легирующий элемент	Содержание легирующего элемента, % (ат.)	Фазы в условиях неравновесной кристаллизации	Тип образования	Соответствующие равновесные фазы	Литер. источник* ³
Cr	1,6–3	Al ₄ Cr	I	α-Al + Al ₇ Cr* ¹	[1]
Cu	45	Al ₂ Cu ₂ (тригон.)	III	О + η ₂	[2]
	17,3	Некристаллическая γ, γ', γ'', О ^α	III	α-Al + О* ¹	[3]
Fe	2–4	Al ₃ Fe + α-Al	II	Al ₃ Fe + α-Al	[4]
	4	Al ₆ Fe (орторомб.)	II	—	[4]
Mg	—	Al ₆ Fe	III	—	[5]
	25	Сверхструктура типа Le ₂	II	α-Al + β-Al ₃ Mg ₂ * ¹	[5]
	40	Структура типа (α-Mn)	III	α-Al + β-Al ₃ Mg ₂ * ¹	[5]
	* ²	—	—	—	—
Mn	≤ 6	Al ₄ Mn	I	α-Al + Al ₆ Mn* ¹	[6]
Ni	7,3–10,1	η (ромб.)	III	α-Al + β-Al ₃ Ni* ¹	[7]

*¹ Образование фаз происходит в процессе старения, кинетика которого сходна с распадом пересыщенного твердого раствора Al – Cu.

*² Концентрация ~ 10 % (по массе).

*³ [1;] Varich, Lyukevich, 1970; [2] Ramachandrarao, Lavidjoni, 1974; [3] Davics, Hull, 1974; [4] Jacobs. et al, 1974; [5] Jones, 1978; [6] Varich, Kolesnichenko, 1961; [7] Toneje, a.o., 1971.

ваний в сплаве Al – 17,3 % (ат.) Cu, полученном методом распыления, не подтверждены дальнейшими исследованиями [40].

Специфические особенности неравновесной кристаллизации не проявляются, если при распылении расплава толщина чешуйки или пленки быстро охлажденного сплава превышает критическую (т.е. скорость охлаждения ниже средней скорости кристаллизации). Например, FeAl₆ может замещаться равновесной фазой FeAl₆ при низких скоростях охлаждения (около 3 °C/c), однако для замещения равновесной фазы Al₃Mg₂ с решеткой гранцентрированного куба в сплавах Al – Mg [30] необходима скорость охлаждения порядка 10⁴ °C/c.

2.3. ФАЗОВЫЕ ДИАГРАММЫ И ТЕРМОДИНАМИКА

Алюминий легируют многими элементами. Промышленные сплавы часто содержат, кроме α-твердого раствора, одну или несколько фаз, при этом полный комплекс свойств обеспечивается путем тщательного контроля типа, формы, размеров и распределения этих фаз. Следовательно, построение и понимание фазовых диаграмм играет важную роль в технологии производства алюминия.

Фазовые диаграммы характеризуют стабильность фаз с точки зрения основных переменных, которыми обычно являются температура и химический состав. Эти переменные представляют собой основные термодинамические факторы. В настоящем разделе приведена характеристика этих факторов и обсуждается, как они могут быть использованы для систематизации поведения сплавов, интерполяции или экстраполяции данных и построения новых фазовых диаграмм. Аналитические данные по этому вопросу ограничены и основаны на специальных исследованиях [41–43].

2.3.1. Общие сведения

Сама по себе термодинамика не определяет структурные характеристики, такие как кристаллическое строение, природу второй фазы или скорость превращения. Термодинамика рассматривает энергию, затрачиваемую при превращении одной фазы в другую, такого же или другого сплава. При постоянных температуре T и давлении эта энергия характеризуется изменением свободной энергии Гиббса системы (ΔG) и определяется двумя факторами: изменением энтальпии (ΔH) и изменением энтропии (ΔS) в соотношении

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S . \quad (4)$$

Для того чтобы процесс был спонтанным, ΔG должна быть отрицательной величиной, а для равновесного состояния ΔG должна быть равной нулю. ΔH представляет собой тепло, которое выделяется или поглощается при реакции (отрицательная величина для экзотермической реакции) и определяется изменениями энергии связи атомов в кристаллической решетке или деформацией решетки из-за различия в размерах атомов. Величина ΔS определяется в основном изменением частоты колебательных движений атомов, как это следует из зависимости ее от изменения теплоемкости, а именно:

$$\Delta S = \int_0^T \frac{\Delta C_p}{T} dT .$$

Для реакции растворения ΔS обычно положительна вследствие сложности спектра колебаний смеси атомов. Она положительна также при плавлении из-за нарушения кристаллического строения.

Количественная оценка состояния фазовой границы производится посредством определения химического потенциала μ . Он представляет собой величину свободной энергии на грамм-молекулу компонента раствора в равновесном состоянии или в системе фаз. Величина химического потенциала μ связана с величиной свободной энергии на грамм-молекулу чистого компонента μ_0 следующим уравнением:

$$\mu = \mu_0 + RT \ln a , \quad (5)$$

где R — газовая постоянная; a — активность.

Раствор считается идеальным, если активность равна молярной доле X (атомной доле для металлических растворов). Физически это озна-

часть, что энергия связи и размеры атомов растворенного вещества и растворителя одинаковы, в результате чего $\Delta S = 0$ и изменения объема при смешивании не происходит. Большинство растворов на основе алюминия далеки от идеальных, кроме очень разбавленных растворов. Однако модель идеального раствора дает возможность понять важные характеристики фазовых диаграмм.

2.3.2. Ликвидус и солидус

Ликвидус и солидус представляют собой температуры, в интервале между которыми материал данного состава находится в равновесии в виде жидкой и твердой фаз. Таким образом, для любого компонента, входящего в состав материала, $\mu^L = \mu^S$. Это может быть приведено к более удобной форме. Для идеальных растворов атомная доля может быть определена из уравнения (5) и представлена следующим выражением:

$$RT \ln \frac{x^L}{x^S} = \mu_0^S - \mu_0^L. \quad (6)$$

Из определения $\mu_0 = (\mu_0^S - \mu_0^L)$ есть свободная молярная энергия диффузии чистого компонента при изменении температуры от T_f — температуры равновесной диффузии до температуры T . Следовательно, эта величина не равна нулю. Если энтальпию диффузии ΔH_f (скрытая теплота диффузии) считать не зависящей от температуры и состава, уравнение (4) при T и T_f может быть использовано для определения

$$\Delta G_{f,T} = \Delta H_f (T_f - T) / T T_f.$$

Поэтому

$$\ln \frac{x^L}{x^S} = \frac{\Delta H_f}{RT_f} - \frac{\Delta H_f}{RT} = \frac{\Delta S_f}{R} - \frac{\Delta H_f}{RT}. \quad (7)$$

Эта зависимость может быть проверена двумя способами. Во-первых, можно использовать значения инвариантных точек для эвтектических и перитектических реакций, определить которые относительно просто (табл. 2.1). Если построить графическую зависимость $1/T$ от $\log (X^L / X^S)_{Al}$, то ее расположение очень близко к линии идеального раствора с углом наклона, равным $-2,303 R / \Delta H_{fAl}$. Эта зависимость показана на графике рис. 2.5. Как видно из этого рисунка, имеется хорошая сходимости данных.

При втором способе проверки уравнения (7) можно воспользоваться данными для отдельных кривых ликвидуса и солидуса систем с более высокой растворимостью, как показано на рис. 2.6. Наиболее близкой к идеальному случаю является система Al — Ga, атомный радиус галлия близок к алюминию и, поскольку галлий располагается

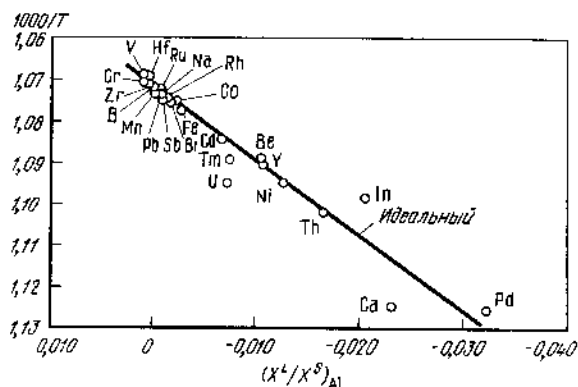


Рис. 2.5. Положения равновесных эвтектических и перитектических инвариантных точек для двойных алюминиевых систем, полученные по уравнению (7), в сравнении с моделью идеального раствора [44]

в той же группе Периодической системы элементов, он имеет такое же строение внешней электронной оболочки. Аномальная зависимость в системе Al — Zn связана, вероятно, с образованием кластеров в твердом растворе.

Параметром, который описывает гетерогенность распределения растворенного вещества в первичной фазе после литья, является отношение $k = (X^S/X^L)$ растворенного вещества. Если экспериментально эти величины получить невозможно, k можно рассчитать термодинамичес-

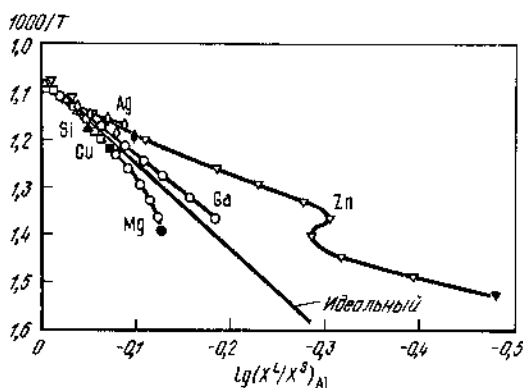


Рис. 2.6. Положение равновесных солидуса и ликвидуса для двойных алюминиевых сплавов в сравнении с растворимостью в твердом и жидком состояниях, рассчитанной по уравнению (7) и идеальным раствором [44]

ки двумя способами [42]. Для идеального случая алюминий + В растворов

$$k = \exp \left[\frac{\Delta H_{f, B}(T_{f, A1} - T_{f, B})}{RT_{f, A1} T_{f, B}} \right]. \quad (8)$$

Для идеального или реального случая алюминий + В растворов

$$k = 1 - \frac{m_L \Delta H_{f, A1}}{RT_{f, A1}^2}, \quad (9)$$

где m_L — наклон кривой ликвидуса.

На рис. 2.7 показано влияние относительного отклонения от идеального случая на форму диаграмм состояния двойных систем. Алюминий, будучи трехвалентным и химически активным элементом, образует множество стабильных интерметаллических соединений типа β -твердого раствора (рис. 2.7.). Это приводит к образованию сложных

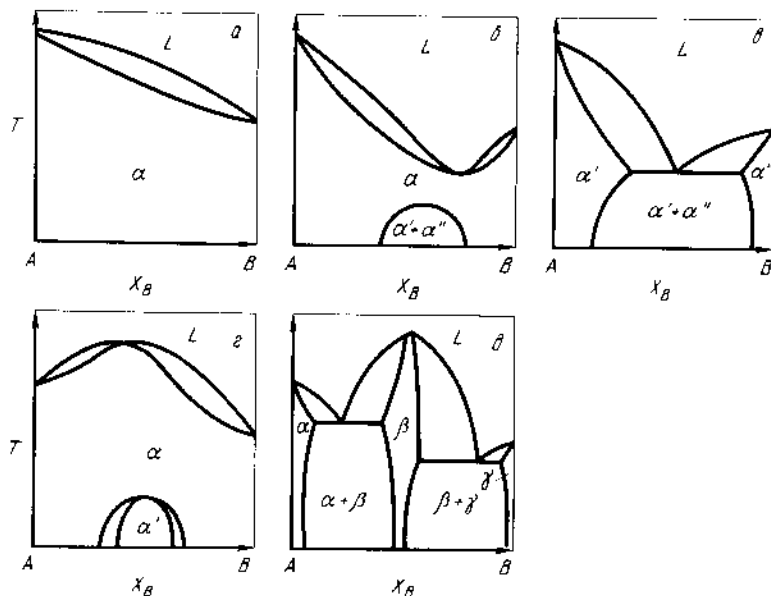


Рис. 2.7. Влияние относительного отклонения от идеального состояния на форму диаграммы состояния в двойных системах [41]:

a — фазовая диаграмма для идеальных растворов; *б* — фазовая диаграмма для случая, когда $\Delta H_m^S > \Delta H_m^L > 0$ (m — означает смесь); *в* — фазовая диаграмма для случая, аналогичного *б*, но при более положительном значении ΔH_m ; *з* — фазовая диаграмма для случая, когда $\Delta H_m^S < \Delta H_m^L < 0$; *д* — фазовая диаграмма для случая, аналогичного *б*, но при более отрицательном ΔH_m

диаграмм состояний и низкой растворимости в твердом состоянии, что является предпосылкой для процесса старения промышленных алюминиевых сплавов.

2.3.3. Сольвус

Термодинамический анализ кривой сольвуса (геометрического места точек максимальной растворимости в твердом состоянии в обогащенной алюминием фазе) более сложен, чем для кривых ликвидуса и солидуса. При использовании солидуса предполагается значительное отклонение от идеального состояния. При рассмотрении двухфазного равновесия между α -твердым раствором и интерметаллическим соединением (обычной ситуации для стареющих сплавов) имеем $\mu_{\alpha}^B = \mu_{\beta}^B$, $a_{\alpha}^B = a_{\beta}^B$. Сделав определенные допущения ($a_{\alpha}^B = \gamma_{\alpha}^B X_{\alpha}^B$, где γ_{α}^B — коэффициент активности по закону Генри, не зависящий от температуры и состава, и $a_{\beta}^B = X_{\beta}^B$ в идеальном растворе), в соответствии с данными работы [41] получим

$$\ln \frac{X_{\alpha}^B}{X_{\beta}^B} = \frac{\Delta \bar{S}_{\nu, \alpha}^B}{R} - \frac{\Delta \bar{H}_{\alpha}^B}{RT}, \quad (10)$$

где $\Delta \bar{S}_{\nu, \alpha}^B$ — относительное колебательное изменение энтропии, соответствующее переходу 1 грамм-молекулы вещества В из чистого состояния в α ; $\Delta \bar{H}_{\alpha}^B$ — относительное частичное изменение молярной энтальпии при переходе $B \rightarrow \alpha$.

Уравнение (10) очень сходно с зависимостью, выраженной уравнением (7).

Принимая, что β -фаза очень стабильна и ее концентрация в В такова, что X_{β}^B не зависит от температуры и близка к 1, приведенную выше закономерность можно выразить в виде графика изменения $1/T$ в зависимости от $\log X_{\alpha}^B$.

Графиком является прямая линия с углом наклона, равным $-2,303 R / \Delta \bar{H}_{\alpha}^B$, отсекающая на оси концентраций отрезок, равный $\Delta \bar{S}_{\nu, \alpha}^B / 2,303 R$. На рис. 2.8 показаны полученные этим способом графики для большого числа элементов, образующих твердые растворы с алюминием. Имеется хорошая сходимость для переходных металлов, а при более высоких концентрациях для кремния и меди. В общем случае чем больше величина $\Delta \bar{H}_{\alpha}^B$, тем выше $\Delta \bar{S}_{\nu, \alpha}^B$. Наибольший вклад в энтальпию раствора вносит энергия деформации кристаллической решетки; это связано с уменьшением локальной частоты колебаний, что в свою очередь приводит к повышению энтропии раствора. В табл. 2.2 даны экспериментальные значения для $\Delta \bar{H}_{\alpha}^B$.

Энергия деформации кристаллической решетки α зависит от различия в радиусах растворяемого вещества и растворителя. Мерой деформации является изменение параметра решетки при изменении концен-

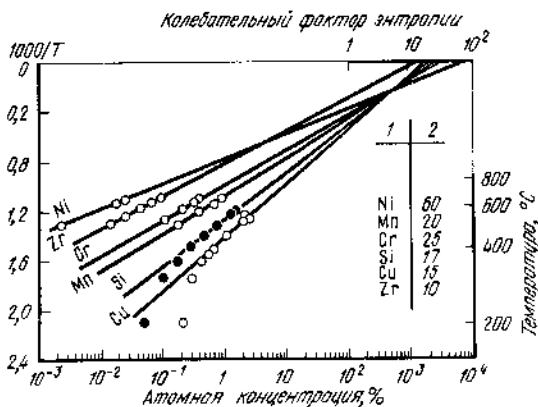


Рис. 2.8. Графики равновесного сольвуса для некоторых двойных систем алюминиевых сплавов, построенные в соответствии с уравнением (10) для получения относительного частичного изменения молярной энтальпии и энтропии [50]:
 1 – растворимый элемент; 2 – колебательный фактор энтропии

трации раствора; эти данные также приведены в табл. 2.2. При отсутствии устойчивого соединения образование твердых растворов возможно только в том случае, если разница в атомных радиусах составляет $\leq 15\%$ [8]. В табл. 2.2. приведены также значения увеличения электропроводности из расчета на 1 % (ат.) вещества. Эти значения могут изменяться в широком интервале, что связано с разницей в строении внешней электронной оболочки [44, 45].

Тройные сплавы, состав которых находится на разрезе Al – двойная или тройная фаза точного стехиометрического состава, можно анализировать как псевдобинарные системы с использованием константы равновесия. В общем случае для двухкомпонентной фазы $\beta = B_n C_n$, как, например, Mg_2Si и $MgZn_2$

$$K = (a_{\alpha}^B)^n (a_{\alpha}^C)^m / (a_{\beta}^B)^n (a_{\beta}^C)^m.$$

Если коэффициенты активности в α постоянные, можно определить $K' = (X_{\alpha}^B)^n (X_{\alpha}^C)^m$. Используя уравнение (10), можно подсчитать

$$\ln K' = \frac{-\Delta H_{\alpha}^{\beta}}{RT} + \text{const}, \quad (11)$$

где $\Delta H_{\alpha}^{\beta}$ – энтальпия растворения β в α .

На рис. 2.9 показаны графики равновесного сольвуса, полученные с помощью уравнения (11); представленные на этом рисунке результаты имеют хорошую сходимость. Указанный принцип может быть использован и для сплавов с фазами нестехиометрического состава, поскольку K' является постоянной для любой отдельной температуры. Для определения K' используют следующее уравнение:

$$\log X_{\alpha}^B = \log K' - \frac{m}{n} \log X_{\alpha}^C, \quad (12)$$

Таким образом, в логарифмических координатах зависимость X_{α}^B от X_{α}^C для любой температуры должна быть линейной с наклоном прямой, равным $-m/n$. Примером являются графики рис. 2.10 для

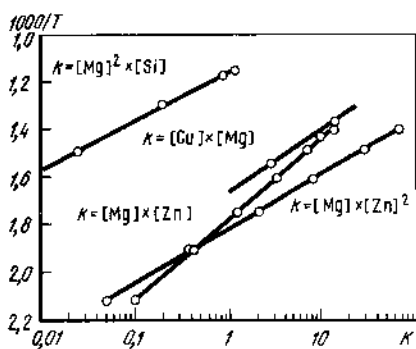


Рис. 2.9. Графики равновесного сольвуса для нескольких тройных систем алюминиевых сплавов, построенные в соответствии с уравнением (11), которые показывают, как могут быть использованы константы равновесия для получения молярной энтальпии раствора сложных двойных фаз [44]

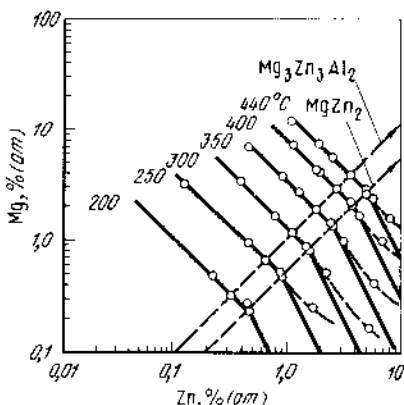


Рис. 2.10. Изотермы равновесного сольвуса для алюминиевого угла системы Al - Mg - Zn, построенные в соответствии с уравнением (12), показывающие влияние избытка магния или цинка [44]

системы Al - Mg - Zn. По изотермам $\lg X_{\alpha}^{Mg} - \lg X_{\alpha}^{Zn}$ видно отчетливое изменение угла наклона графиков при изменении стехиометрического состава равновесной фазы. Отклонения от предполагаемого угла наклона, равного -2 для линии сольвуса $MgZn_2$, связано, вероятно, с систематическим отклонением от идеального раствора с увеличением концентрации цинка.

2.3.4. Метастабильный сольвус

Старение обычно происходит посредством выделения метастабильной модификации равновесной фазы, например β' вместо β . Изменение свободной поверхностной энергии, которым сопровождается образование новых поверхностей раздела, сводится к минимуму путем такой перестройки, при которой решетка матрицы и выделения наиболее соответствуют друг другу, но не за счет свободной энергии объема. По определению, величина ΔG для метастабильной фазы менее отрицательна, чем для равновесной. Для метастабильного равновесия $\alpha +$

+ β' , $\mu_{\alpha} = \mu_{\beta'}^B > \mu_{\beta}^B$, при этом метастабильный сольвус сдвигается в сторону более высоких концентраций по сравнению с равновесным сольвусом.

Ввиду того что возможна не одна метастабильная модификация,

может иметь место не один метастабильный сольвус. Многочисленные перестройки структур описанного выше типа характерны для систем используемых промышленных стареющих сплавов, что часто затрудняет определение равновесной фазы. На рис. 2.11 показаны кривые метастабильного сольвуса в системе Al - Cu.

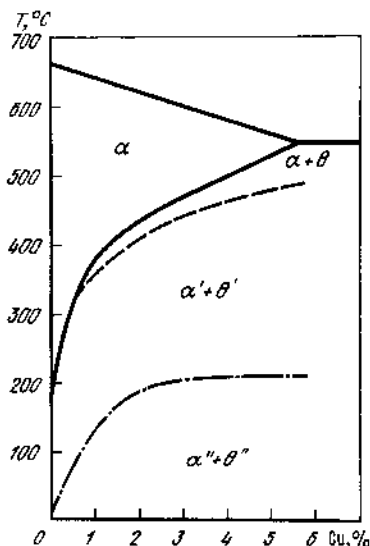


Рис. 2.11. Кривые метастабильного равновесного сольвуса для сплавов Al - Cu (со стороны алюминия) [51]

2.3.5. Прогнозирование фазовых диаграмм по данным термодинамики

В последнее десятилетие достигнуты большие успехи в анализе фазовых диаграмм с помощью термодинамики, особенно благодаря применению компьютерной техники [46]. Имеющиеся данные и методики расчета систематизируются в международном масштабе с 1971 г. по плану CALPHAD (Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry) [47], включающему раздел "Расчет фазовых диаграмм". Применение компьютеров для прогнозирования фазовых диаграмм в многокомпонентных алюминиевых сплавах является насущной проблемой, особенно с точки зрения выявления непредвиденных тройных интерметаллических фаз. В настоящее время компьютеры находят все более широкое использование для этих целей.

Для прогнозирования поведения многокомпонентных систем необходимы точные уравнения, которые описывают абсолютную свободную энергию всех основных фаз в соответствующих двойных системах в виде функции состава и температуры. Анализ растворимых фаз проводят с точки зрения их отклонения от идеальных растворов, анализ

сложных фаз ведут с позиций их стехиометрического состава. Критически оцененные термодинамические данные приведены в работе [48].

Тройные фазовые диаграммы рассчитывают в виде изотермических сечений с минимальной свободной энергией Гиббса с целью выделения возможных парных комбинаций имеющих в системе фаз и определения наиболее стабильной композиции фаз. Рассчитанные фазовые составы определяют композиции фаз и положение фазовых границ. Когда обобщенная топографическая форма фазовой диаграммы установлена, необходимо относительно немного экспериментов для проверки ее правильности. К 1980 г. исследованы следующие тройные системы на основе алюминия: Al — Fe — Ti, Al — Ga — Ge, Al — Ga — In, Al — Ge — Sn, Al — Li — Mg и Al — Ni — Ti.

Для подробного изучения указанных выше тройных систем исследованы также фазовые диаграммы следующих двойных систем: Al — Ca, Al — Ce, Al — Co, Al — Cr, Al — Cu, Al — Mn, Al — Mo, Al — Nb, Al — O, Al — P и Al — Si. В принципе анализу могут быть подвергнуты тройные и четверные сочетания указанных двойных систем.

2.4. ОСНОВНЫЕ СИСТЕМЫ СПЛАВОВ

Al — Cu. Медь является одним из наиболее важных легирующих элементов для алюминия благодаря значительной растворимости в алюминии и упрочняющему эффекту. Многие промышленные сплавы алюминия содержат медь либо в качестве основной добавки, либо наряду с другими легирующими элементами в количествах от 1 до 10 %. Часто медь используют в сочетании с магнием. Система Al — Cu подробно исследована в работе [6]. На диаграмме состояния этой системы со стороны алюминия при температуре 548 °C образуется эвтектика Al — CuAl₂. Эвтектическая жидкость, состоящая из Al — 33,2 % Cu, находится в равновесии с алюминиевым твердым раствором, содержащим 5,7 % Cu. Содержание меди в интерметаллической фазе CuAl₂ составляет от 52,5 до 53,7 % при температуре эвтектики и от 53,2 до 53,9 % при 400 °C; в обоих случаях имеет место недостаток меди для полного соответствия стехиометрическому составу.

В соответствии с результатами исследования [51] распад пересыщенного твердого раствора происходит следующим образом: пересыщенный твердый раствор → когерентные пластинчатые зоны Гинье — Престона (ГП) // {001} Al → когерентные пластинчатые выделения θ // {001} Al → частично когерентные выделения θ' // {001} Al → некогерентные выделения θ. Структура этих фаз приведена в табл. 2.3.

Al — Li. Двойные сплавы Al — Li обладают интересным сочетанием пониженной плотности с повышенным модулем упругости. Со стороны алюминия в этой системе образуется эвтектика при 9,9 % Li и температуре 600 °C. Литий растворяется в алюминии в значительных количествах (5,2 % макс.), и двойные сплавы имеют существенный эффект

закалки. Упрочнение при старении происходит за счет метастабильной фазы δ' (Al_3Li) с упорядоченной структурой.

Al — Mg. Двойные сплавы Al — Mg являются основой важного класса — термически неупрочняемых сплавов (серия 5XXX). Хотя магний в значительных количествах растворяется в твердом алюминии, в двойных сплавах не проявляется эффект дисперсионного упрочнения (старения) при концентрациях магния менее 7 %. Однако сплавы с магнием значительно упрочняются нагартовкой при холодной деформации, имея при этом высокую коррозионную стойкость и хорошую свариваемость. В системе Al — Mg со стороны алюминия при 450 °C образуется эвтектика при концентрации Mg, равной 35 %. Обычно состав фазы, находящейся в равновесии с алюминием, приводится как Mg_2Al_3 (37,3 % Mg), хотя он находится за пределами существования этой фазы (от 34,8 до 34,1 %) [52]. Составу твердой фазы и большинству из предполагаемых ее структур соответствует формула Mg_5Al_8 (36 % Mg). Равновесная кристаллизация наблюдается только при скоростях охлаждения менее $5 \cdot 10^{-6}$ °C/ч [53]. В условиях неравновесной кристаллизации имеет место дендритная ликвация с образованием фазы Mg_5Al_8 даже при таких небольших содержаниях магния, как 4—5 % [54]. Эта фаза очень хрупка при температурах ниже 330 °C, но при более высоких температурах становится пластичной [55].

Al — Mn. Термически неупрочняемые сплавы, содержащие марганец в количествах несколько выше 1 %, например сплав 3003, представляют значительный промышленный интерес. Марганец также широко используется в меньших количествах в качестве легирующей добавки в термически упрочняемых сплавах, таких как сплав 2024 с 0,3—0,9 % Mn, и в термически неупрочняемых сплавах, таких как сплав 5182 с 0,20—0,50 % Mn. В общем случае марганец повышает прочность деформируемых сплавов; однако, когда он присутствует в виде нерастворимых интерметаллических соединений, пластичность обычно снижается. Другой важной чертой марганца в его влиянии на алюминий и алюминиевые сплавы является уменьшение склонности к межкристаллитной коррозии и коррозии под напряжением.

В двойной системе Al — Mn марганец лишь незначительно снижает температуру затвердевания алюминия. Эвтектика образуется при 660 °C и 1,9 % Mn [56]. Предел растворимости марганца в α -твердом растворе составляет 1,8 % при эвтектической температуре. Интерметаллическая фаза, находящаяся в равновесии с алюминиевым твердым раствором, имеет состав, точно соответствующий формуле MnAl_6 , и выделяется в виде первичной фазы из жидкого раствора, содержащего 1,9—4,1 % Mn. В растворах с более высокой концентрацией марганца эта фаза образуется в результате перитектической реакции между MnAl_4 и жидкостью при 710 °C.

Единственной метастабильной фазой, точно установленной в сплавах Al — Mn, является MnAl_{12} с 14,5 % Mn [57]. Железо и кремний в количестве > 0,2 % подавляют образование MnAl_{12} ; хром, наоборот, стабилизирует эту фазу [58]. В системе Al — Mn — Cr существует

тройная фаза, которая образуется в твердом состоянии по перитектоидной реакции при 590°C . Эта фаза имеет формулу $(\text{CrMn})\text{Al}_{12}$ и существует в интервале концентраций от 2 % Cr и 12 % Mn до 4 % Cr и 10 % Mn [57]. Она изоморфна с фазой MnAl_{12} .

Al — Si. Промышленное значение сплавов Al — Si обусловлено их высокой жидкотекучестью, низкой склонностью к образованию усадок при литье, возможностью пайки и сварки. Твердые частички кремния повышают сопротивление износу. Модифицирование сплавов натрием или стронцием (< 0,02 %) приводит к измельчению частиц кремния в доэвтектических сплавах. Аналогичным образом фосфор (< 0,01 %) может быть использован в качестве модифицирующей добавки в заэвтектических сплавах.

Система Al — Si представляет собой диаграмму состояния обычного эвтектического типа с ограниченной растворимостью обоих компонентов в твердом состоянии. Эвтектика образуется при 580°C и 12,5 % Si [6]. При эвтектической температуре твердые растворы алюминия и кремния содержат 1,65 % Si и около 0,5 % Al соответственно. В чисто двойных сплавах существование других интерметаллических соединений не обнаружено.

Al — Zn. Двойные сплавы Al — Zn были в числе первых промышленно освоенных алюминиевых сплавов, но затем их вытеснили сплавы систем Al — Cu и Al — Si. Сплавы Al — Zn использовались в первую очередь для электролитической защиты от коррозии. Эффект сверхпластичности, наблюдаемый вблизи эвтектоидного Al — Zn превращения [59, 60], открывает широкую перспективу для промышленного применения сплавов. В настоящее время цинк обычно используется в сочетании с магнием и медью в производстве деформируемых сплавов.

Цинк образует с алюминием диаграмму эвтектического типа. Эвтектическая реакция проходит при 380°C , при этом из жидкости, содержащей 94,9 % Zn, образуется твердый раствор на основе алюминия с 82,8 % Zn и твердый раствор на основе цинка с 1,1 % Al.

В α -твердом растворе имеется область, в которой он распадается на два твердых раствора; верхняя температурная граница этой области соответствует $351,5^{\circ}\text{C}$ при концентрации цинка 60–61,3 %. При 275°C и 78 % Zn между твердым раствором алюминия в цинке (0,6 % Al) и твердым раствором цинка в алюминии (31,6 % Zn) происходит эвтектоидная реакция.

Al — Cu — Li. Добавка меди в двойных сплавах Al — Li значительно снижает растворимость лития — до 1,5 % Li при 515°C . На диаграмме состояния со стороны алюминия имеются три соединения, находящиеся в равновесии с алюминием T_B , T_1 и T_2 . Фаза T_B представляет собой соединение Cu_4LiAl_7 , состав которого соответствует 56,5 % Cu, 1,5 % Li. Структура этой фазы сходна с θ' (CuAl_2), образующейся в стареющих Al — Cu сплавах. Фаза T_1 — это CuLiAl_2 , содержащая приблизительно 52,8 % Cu и 5,4 % Li. Фаза T_2 имеет состав, близкий к CuLi_3Al_6 (26,9 % Cu, 8,8 % Li). В зависимости от состава

и температуры относительные количества фазы δ' и T -фаз могут быть изменены для получения различных механических свойств.

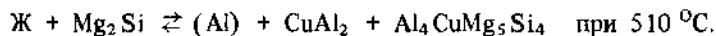
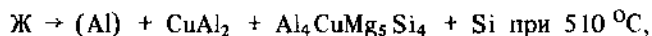
Al — Cu — Si [61]. Некоторые промышленные литейные алюминиевые сплавы содержат медь и кремний в качестве основных легирующих элементов. Горячеломкость при литье или сварке сплавов этой системы сильно зависит от состава. Горячеломкость максимальна при предельной концентрации твердого раствора, когда количество эвтектики в сплаве максимально.

Никаких тройных соединений в этой системе не образуется, в равновесии с алюминием находятся CuAl_2 и Si. Сплав эвтектического состава содержит 26—31 % Cu и 5,6—6,5 % Si и затвердевает в интервале от 520 до 525 °C. Считается, что растворимость кремния в CuAl_2 в твердом состоянии или меди и алюминия совместно в кремнии крайне мала. Присутствие второго нерастворимого элемента в алюминиевом твердом растворе обычно уменьшает растворимость первого и наоборот. Неравновесная кристаллизация, резкое охлаждение даже от температуры ликвидуса мало влияют на структуру сплавов.

Al — Cu — Mg (—Si). Промышленные сплавы, в состав которых в качестве основных легирующих элементов одновременно входят медь и магний, содержат также и достаточное количество кремния, чтобы рассматривать их не как тройные, а как четверные сплавы.

В сплавы, используемые в промышленности, вводят медь в качестве основной легирующей добавки; в этих сплавах имеют место реакции между алюминиевым твердым раствором и интерметаллическими фазами CuAl_2 и CuMgAl_2 . При 510 °C в системе образуется тройная эвтектика по реакции между жидкостью, содержащей 33,1 % Cu и 6,25 % Mg, $\text{CuAl}_2\text{CuMgAl}_2$ и алюминиевым твердым раствором, содержащим 4,28 % Cu и 1,35 % Mg. Квазибинарное сечение представляет собой систему эвтектического типа (температура эвтектики 520 °C), в которой жидкость с 24,5 % Cu и 10,5 % Mg вступает в реакцию с твердой фазой CuMgAl_2 и алюминиевым твердым раствором, содержащим 2,9 % Cu и 2,9 % Mg. При высоких значениях отношения содержания меди к магнию упрочнение при старении происходит по схеме: зоны Гинье — Престона (ГП) \rightarrow когерентная фаза θ' \rightarrow CuAl_2 (θ). При низких значениях указанного отношения дисперсионное упрочнение имеет последовательность: зоны ГП \rightarrow когерентная фаза CuMgAl_2 .

Добавка кремния в указанной системе приводит к трем четверным неинвариантным превращениям, имеющим место в промышленных сплавах:



Поскольку образование неравновесных эвтектик происходит в

твердом состоянии, эти реакции ограничивают верхнюю температуру гомогенизации слитков. В более высокопрочных сплавах эти реакции могут быть равновесными, и тогда ими определяется верхняя граница температуры нагрева под закалку.

В рассматриваемой системе при некоторых составах могут происходить реакции с выделением Si , Mg_2Si или Q -фазы ($\text{Al}_4\text{CuMg}_5\text{Si}_4$), но эти выделения не являются основными упрочняющими фазами в сплавах, где медь — основной легирующий элемент. Железо и марганец в промышленных $\text{Al} - \text{Cu} - \text{Mg} - \text{Si}$ сплавах играют важную роль в образовании структурных составляющих и дисперсоидов. Благодаря образованию нерастворимых фаз с медью и кремнием они уменьшают количество этих элементов, участвующих в образовании фаз, обеспечивающих упрочнение при термической обработке.

$\text{Al} - \text{Mg} - \text{Si}$. Эта система представляет собой основу важного класса термически упрочняемых сплавов (деформируемых и литейных). Эти сплавы обладают сочетанием многих привлекательных свойств: средней прочностью, относительно низкой чувствительностью к скорости охлаждения при закалке, высокой коррозионной стойкостью. Низколегированные сплавы часто используют в строительстве, обычно в виде прессованных профилей, которые не подвергают закалке перед искусственным старением.

Равновесная диаграмма состояния относительно проста и хорошо исследована. В системе имеется псевдобинарный разрез $\text{Al} - \text{Mg}_2\text{Si}$ при отношении магния к кремнию 1,73:1. Псевдобинарная эвтектика образуется при 595°C . Эвтектика, содержащая 8,15 % Mg и 4,75 % Si , находится в равновесии с алюминиевым твердым раствором, содержащим 1,13 % Mg и 0,67 % Si ($\sim 1,85$ % Mg_2Si). Псевдобинарная эвтектическая горизонталь делит алюминиевый угол системы на две простые тройные эвтектические системы: $\text{Al} - \text{Mg}_2\text{Al}_3 - \text{Mg}_2\text{Si}$ (эвтектика при 450°C) и $\text{Al} - \text{Si} - \text{Mg}_2\text{Si}$ (эвтектика при 550°C). Растворимость Mg_2Si в твердом алюминии незначительно снижается при увеличении содержания кремния и гораздо больше при увеличении магния. Промышленные деформируемые сплавы содержат от 0,6 до 1,5 % Mg_2Si при небольшом избытке магния или кремния.

Процесс старения в сплавах этой системы подробно исследован в работах [62–64]. Обычно последовательность распада твердого раствора следующая: пересыщенный твердый раствор \rightarrow полукогерентные стержневидные выделения $\beta'' // \langle 001 \rangle_{\text{Al}}$ \rightarrow полукогерентные игольчатые выделения $\beta' // \langle 001 \rangle_{\text{Al}}$ \rightarrow полукогерентные пластинчатые выделения $\beta // \langle 0001 \rangle_{\text{Al}}$ \rightarrow некогерентные выделения $\beta(\text{Mg}_2\text{Si})$. Считается, что фаза β'' имеет такую же структуру, как β' (Mg_2Si), но есть данные, что она содержит около 20 % Al . Подробные сведения о структуре β' - и β -фаз приведены в табл. 2.3.

$\text{Al} - \text{Mg} - \text{Li}$. Добавка магния к двойным сплавам $\text{Al} - \text{Li}$ приводит к уменьшению плотности, но мало влияет на модуль уп-

ругости. Добавки магния уменьшают растворимость лития. Добавки лития ограничивают область существования фаз Mg_5Al_8 и $E(AlMg)$ и расширяют фазовую область $Mg_{17}Al_{12}$ при $470^\circ C$. Таким образом, алюминий находится в равновесии как с Mg_5Al_8 и $Mg_{17}Al_{12}$, так и с $LiMgAl_2$ и $LiAl$. Тройная фаза $LiMgAl_2$ образуется приблизительно при 8,5 % Li и 28,2 % Mg . Старение сплава с 5 % Mg и 2 % Li в интервале температур от 130 до $180^\circ C$ происходит с выделением фаз δ' (Al_3Li) и $LiMgAl_2$. В сплавах $Al - Mg - Li$ магний играет двойную роль в упрочнении. Растворяясь в алюминии, он упрочняет твердый раствор; уменьшая растворимость лития, он увеличивает объемную долю фазы δ' .

$Al - Mg - Zn$ и $Al - Cu - Mg - Zn$. Сплавы указанных систем образуют важный класс термически упрочняемых сплавов, при этом четверные сплавы — наиболее прочные из всех известных промышленных алюминиевых сплавов. Почти во всех сплавах этих систем основным легирующим элементом является цинк.

На характеристики тройных сплавов системы $Al - Zn - Mg$ влияет растворимость обоих элементов в твердом алюминии. В тройных системах инвариантные реакции происходят при таких высоких содержаниях цинка и магния, что неравновесное расплавление редко имеет место. У промышленных сплавов этих систем температура сольвуса обычно ниже, чем у термически упрочняемых сплавов других систем.

В промышленных сплавах в равновесии с твердым раствором находятся фазы $MgZn_2$ (фаза M), $Mg_3Zn_3Al_2$ (фаза T), Mg_5Al_3 (β -фаза). Состав первой фазы меняется в интервале от $MgZn_2$ до Mg_4Zn_7Al . Фаза T имеет широкую область гомогенности — от 74 % Zn и 16 % Mg до 20 % Zn и 31 % Mg . Фаза β появляется только в том случае, когда содержание магния значительно выше, чем цинка. Такие сплавы упрочняются в основном за счет магния, находящегося в твердом растворе.

Старение сплавов, в которых содержание цинка выше, чем магния, происходит путем последовательного образования зон когерентных выделений и фазы M . В сплавах с избытком Mg по сравнению с Zn последовательность образования выделений такая же, но стабильной фазой является фаза T .

В промышленных четверных сплавах с медью основным легирующим элементом является цинк, а содержание магния, как правило, выше, чем меди. Состав фазы M в четверных сплавах меняется от $MgZn_2$ до $CuMgAl$ и может быть обозначен как $Mg(Al, Cu, Zn)_2$. Фаза T в четверных сплавах существует в интервале составов, соответствующем тройным системам, и имеет состав $CuMg_4Al_6$; эта фаза изоморфна фазе T состава $Mg_3(Al, Cu, Zn)_5$. Третьей фазой в промышленных сплавах является $CuMgAl_2$ (фаза S), существующая в узком интервале концентраций. Фаза $CuAl_2$ появляется только в случае, когда содержание меди значительно выше, чем магния.

В высокопрочных четверных сплавах имеют место несколько не-

равновесных инвариантных реакций в жидком состоянии. В реакции, происходящей при 475 °С, участвуют фазы М, Т и S, но по мере увеличения содержания меди плавление может происходить при более низкой температуре, вплоть до 460 °С. Как правило, фаза J имеет самую высокую температуру сольвуса, и она медленно исчезает в процессе гомогенизации слитков.

Стабильной фазой, выделяющейся при старении высокопрочных сплавов, является фаза М. В сплавах, содержащих медь, в небольших количествах образуются зоны и когерентные выделения; количество выделений увеличивается в перестаренном состоянии. Добавки железа, марганца и кремния взаимодействуют между собой, а также с медью и магнием. Хром вступает в реакцию с алюминием и магнием и образует дисперсоиды.

2.5. СИСТЕМЫ С МАЛОЙ РАСТВОРИМОСТЬЮ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Al — В. Небольшие добавки бора (< 0,1 %) вводят в алюминиевые сплавы главным образом с целью измельчения зерна или для повышения электропроводности путем образования выделений с титаном и (или) ванадием из расплава. При 660 °С алюминий и B_2Al образуют эвтектику, содержащую 0,022 % В. Растворимость бора в твердом алюминии незначительна. Соединение B_2Al образуется в результате перитектической реакции из $B_{12}Al$ [66].

Al — Cr. Многие промышленные алюминиевые сплавы легированы хромом в небольших количествах (< 0,35 %). Добавка хрома повышает температуру рекристаллизации, а также способствует получению хорошего оттенка при анодировании "под золото". В соответствии с равновесной диаграммой системы Al — Си при содержании хрома свыше 0,4 % со стороны алюминия имеет место перитектическая реакция, при которой соединение, соответствующее по формуле $CrAl_7$, образует твердый раствор на основе алюминия [67]. Растворимость хрома в твердом алюминии сравнительно невелика, уменьшаясь с 0,8 % при 660 °С до 0,3 % при 430 °С. Считается, что первичные выделения $CrAl_7$ исчезают при 2,5 % Cr и 790 °С. Вместо них появляются выделения, имеющие формулу Cr_2Al_{11} [68].

Al — Fe [69]. Железо является основной примесью фактически во всех промышленных алюминиевых сплавах. Иногда железо специально вводят в сплав, хотя общее его содержание обычно составляет не более 1 %. В системе со стороны алюминия образуется эвтектика при 655 °С и содержании железа в интервале от 1,7 до 2,2 %. Фаза, находящаяся в равновесии с алюминием, обычно обозначается как $FeAl_3$ (40,7 % Fe), хотя есть некоторые данные, что состав кристаллов, экстрагированных из сплавов, близок к $FeAl_7$ (37,3 % Fe). Соединение $FeAl_3$ образуется непосредственно из расплава при 1150 °С (не по перитектической реакции). В сплаве, закристаллизованном при высоких

скоростях охлаждения, выделяется метастабильная фаза FeAl_6 (22,6 % Fe).

Al – Ti. Титан представляет собой обычную примесь в алюминии, поскольку TiO_2 присутствует почти во всех бокситах. Титан обычно также вводится в большинство промышленных сплавов как высокоэффективная рафинирующая добавка при литье. Со стороны алюминия в системе имеет место эвтектическая реакция при 665°C , содержание титана в эвтектике от 0,12 до 0,15 %. В равновесии с алюминием находится фаза, состав которой соответствует формуле TiAl_3 (37,2 % Ti); эта фаза образуется по перитектической реакции в интервале концентраций титана от 36,5 до 37,5 % [70].

Al – V [71]. Ванадий – второстепенная примесь в алюминии; источником его в большинстве случаев, являются бокситы. Механические свойства алюминия и алюминиевых сплавов существенно не увеличиваются при добавках ванадия или феррованадия. Незначительное повышение прочности при малых добавках ванадия объясняется главным образом его рафинирующим действием, но не упрочнением за счет изменения кристаллического строения сплава.

Фаза VAl_{10} (15,8 % V) образуется по перитектической реакции при $\sim 670^\circ\text{C}$ в интервале концентраций от 15,1 % V (V_2Al_{21}) до 15,9 % V из расплава и фазы, которая может быть обозначена как VAl_7 или V_7Al_{45} . Образование V_7Al_{45} происходит по перитектической реакции при 690°C из VAl_6 . Фазу VAl_6 обозначают также как V_4Al_{23} , она образуется по перитектической реакции при 735°C из VAl_3 .

Al – Zr. Цирконий вводится в некоторые сплавы системы Al – Mg – Zr, например в сплав 7005, для уменьшения склонности к коррозионному растрескиванию. Цирконий обладает также рафинирующим действием во многих алюминиевых сплавах, но не используется в промышленном масштабе с этой целью. Равновесная диаграмма состояния со стороны алюминия представляет собой систему перитектического типа. Перитектическая горизонталь лежит при 660°C , в реакции участвуют ZrAl_3 и твердый раствор на основе алюминия, максимальное содержание циркония в котором составляет 0,28 %. Перелом на кривой ликвидуса в конце перитектической горизонтали соответствует содержанию циркония, равному 0,11 %. Растворимость циркония в твердом алюминии уменьшается при снижении температуры и составляет около 0,005 % при 500°C [72].

Al – Fe – Si [73]. Железо и кремний являются самыми привычными примесями в промышленных деформируемых и литейных алюминиевых сплавах. В равновесии с алюминием могут существовать две тройные фазы: Fe_2SiAl_8 (α) и FeSiAl_5 (β). Другой фазой, часто присутствующей в сплавах с большим содержанием кремния, является FeSiAl_4 (δ); четверная фаза, FeSiAl_3 (γ), образуется при высоких содержаниях железа и кремния.

Выделения фазы FeSiAl_8 (31,6 % Fe, 7,8 % Si) имеют форму китайских иероглифов (часто состав фазы обозначают как $\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12}$). Фаза FeSiAl_5 (25,6 % Fe, 12,8 % Si) образуется в виде очень тонких

пластинок, которые в поперечном сечении представляют собой длинные иголки. Большинство промышленных сплавов не являются равновесными и часто в них одновременно присутствуют фазы $FeAl_6$, $FeAl_3$, Fe_2SiAl_8 , $FeSiAl_6$ и $FeSi_2Al_4$. В термически упрочняемых сплавах равновесное состояние может достигаться благодаря диффузии в твердом состоянии, и фаза $FeSiAl_5$ может принимать форму китайских иероглифов, характерную для Fe_2SiAl_8 или тонких пластин, типичных для $FeSi_2Al_4$. Таким образом, идентификация фаз только по их форме может привести к ошибке.

3. МИКРОСТРУКТУРА СПЛАВОВ¹

Исследование микроструктуры является одним из основных методов оценки сплавов и полуфабрикатов с целью определения влияния различных способов изготовления и термической обработки, изучения влияния новых технологий и анализа причин разрушения. Подборка типичных и аномальных микроструктур приведена в работе [1]. В работе [2] обсуждаются общие методы подготовки образцов из алюминия и сплавов для металлографического исследования. Фазовые диаграммы и идентификация составляющих, важных для интерпретации структур, приведены в работах [2, 3].

Многие изменения, которые становятся очевидными при исследовании макро- и микроструктуры, происходят при охлаждении, гомогенизации, промежуточном нагреве, горячей или холодной деформации, отжиге, закалке или старении алюминиевого сплава. Для исчерпывающего объяснения микроструктуры необходима полная информация об анализируемом образце. Хотя это не всегда возможно, чем шире имеющаяся информация, тем более надежна интерпретация структуры. При любом таком исследовании полезен сравнительный анализ образцов.

Как правило, исследование состоит из визуального осмотра и последующего изучения при большом увеличении. При этом выбирается наиболее удобное положение образца, а исследуемая площадь становится очень малой.

Простота и низкая стоимость делают метод световой микроскопии

¹ Эту главу переработали следующие авторы: Р.Е.Хэгс и С.А.Левы (R.E.Hughes, S.A.Levy, Reynolds Metals Co), А.Т.Томас и М.Д.Болл (A.T.Thomas, M.D.Ball, Alcan International Ltd.), П.Р.Спэрри (P.R.Sperry, Consolidated Aluminum Corp.), А.Г.Миллер, У.Х.Грехем и Е.А.Лэдбери (A.G.Müller, W.H.Graham, E.A.Ledbury, Boeing Commercial Airplane Co) и Ф.М.Крилл (F.M.Krill, Kaiser Aluminum and Chemical Corp.). Авторами статьи аналогичного содержания в трехтомном издании "Aluminum", 1967 г., США, являются М.С.Хантер, А.М.Монтгомери и Г.У.Уилкоккс (M.S.Hunter, A.M.Montgomery, G.W.Wilcox, Aluminum Company of America).

широко используемым. Ограничение глубины резкости и увеличения при этом методе делают необходимым применение электронной микроскопии для исследования участков, где важны глубина резкости, а также тонкая структура. Электронную микроскопию дополняет, а иногда и заменяет использование избирательных травителей, что дает возможность определить микрохимический состав и получить более обоснованное объяснение микроструктуры. Исследование поверхности изломов важно для оценки способа и направления распространения трещины. Обычно особенности излома не выявляются невооруженным глазом и могут быть обнаружены только при увеличении. Для качественного анализа необходима тщательность подготовки образцов во избежание повреждения или загрязнения поверхности излома до исследования. Как правило, для определения характера разрушения (усталостное разрушение, разрушение под действием статической растягивающей нагрузки, коррозионное растрескивание и др.) используют три метода исследования: 1) световую микроскопию; 2) просвечивающую электронную микроскопию с применением реплик (ПЭМ); 3) сканирующую электронную микроскопию (СЭМ).

Метод просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с использованием реплик хорошо освоен и широко используется [4]. Он заключается в приготовлении тонких реплик с участков поверхности излома и их изучении с целью определения характера разрушения. Этот метод позволяет получить большее увеличение по сравнению со световыми микроскопами. Типичные увеличения для указанного метода от 600 до 10000. Атласы и справочники по строению изломов опубликованы для сплавов многих систем. Таким образом, при проведении анализа имеется достаточно обширная информация.

Метод реплик имеет некоторые недостатки, а именно:

- 1) длительный процесс подготовки образца для исследования;
- 2) необходимость селективного отбора участков для исследования, поскольку типичный диаметр реплики, снимаемой на сетчатую подложку, составляет 3 мм;
- 3) артефакты в реплике, которые могут иметь место при приготовлении образца;
- 4) невозможность получения информации о микрохимическом составе исследуемого образца для идентификации химической микрогетерогенности.

Для анализа на просвет в просвечивающем электронном микроскопе обычно используют тонкие металлические образцы фольги. Методика исследования тонких фольг более подробно рассмотрена далее в соответствующем разделе этой главы.

Изучение структуры излома с помощью сканирующего электронного микроскопа представляет собой более новый метод по сравнению с ПЭМ и световой микроскопией. Справочных данных или фундаментальных исследований, выполненных этим методом, гораздо меньше, чем в случае ПЭМ. Однако можно ожидать, что благодаря своей гибкости он заменит многие другие методы анализа.

3.1. СВЕТОВАЯ МИКРОСКОПИЯ ДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ

Световая микроскопия является основным инструментом для микроструктурного анализа алюминиевых сплавов и ее рекомендуется использовать до применения электронной оптики. Световые микроскопы могут дать увеличение до 1500 и имеют разрешающую способность до 0,1 мкм. Световая микроскопия позволяет выявлять большинство фаз достаточного размера (> 1 мкм), определить размер и характер распределения нерастворимых частиц, а также зеренную структуру алюминия или твердого раствора. С помощью световой микроскопии можно также установить толщину плакировки и глубину диффузии, тип и глубину коррозионного поражения, частичное оплавление вследствие перегрева, присутствие посторонних неметаллических включений или грубых интерметаллических фаз. Световая микроскопия не выявляет ни частиц выделений, благодаря которым происходит упрочнение при старении, ни расположения дислокаций; иногда путем травления или специальной подготовки образцов можно сделать некоторые выводы относительно этих особенностей. Как правило, более глубокий анализ выделений и дислокационной структуры входит в задачи электронной микроскопии.

Идентификация основных составляющих или интерметаллических фаз является главной задачей исследования с помощью световой микроскопии. Эти фазы появляются вследствие равновесных или неравновесных реакций и изменений, происходящих в сплаве при литье, механической и термической обработках. Образование фаз описывается равновесными диаграммами двойных, тройных, четверных и более сложных систем [2, 3]. Кристаллическая структура и химический состав этих фаз уже определены, и их особенности можно наблюдать благодаря присущим им оптическим свойствам или различной травимости. Более подробные сведения по этому вопросу изложены в работе [2]. В случае исследования нестандартных образцов или некоторой неопределенности в результатах оптического анализ может быть дополнен или заменен электронно-микроскопическим или электронно-дифракционным методами, которые обычно дают более точное представление.

Алюминиевые деформируемые сплавы обычно получают из слитков, которые в процессе всей последующей механической и термической обработки претерпевают различной степени изменения литой структуры. Эти изменения относительно незначительны для деформированных полуфабрикатов крупных форм, изготавливаемых методом горячей деформации, таких как поковки, толстые плиты и крупногабаритные профили. Отклонения от структуры слитка усиливаются по мере возрастания суммарной степени деформации первоначальной площади поперечного сечения слитка, а также числа операций термообработки, например отжига и закалок. Видимые изменения литой структуры состоят в следующем:

изменение состава и кристаллического строения фаз вследствие подавления перитектических реакций в процессе литья;

растворении наиболее растворимых фаз, их сфероидизации и коагценции с целью уменьшения поверхностной энергии;

образовании при повышенных температурах выделений тех элементов, которые в литом состоянии находятся в пересыщенном твердом растворе;

механической фрагментации хрупких интерметаллических фаз и расположении этих фаз в направлении главной деформации;

деформировании исходных зерен литой матрицы и последующем возврате или рекристаллизации.

Для других процессов изготовления деформируемых полуфабрикатов, таких как порошковая металлургия, микроструктура зависит от метода получения порошков, режима компактирования и спекания заготовок (подробнее эти вопросы рассматриваются в главе 10).

Деформируемые сплавы делятся на семь основных серий (классов) в зависимости от основных легирующих элементов. Каждый класс имеет свою типичную микроструктуру, которая и определяется различием в легирующих элементах. В данной главе приведены описания типичных микроструктур для каждого класса сплавов и показано, как постепенно изменяется микроструктура от слитка до конечного деформируемого полуфабриката.

Кроме того, сплавы подразделяются на две категории в зависимости от того, упрочняются ли они только холодной деформацией (нагартовкой) или термической обработкой — закалкой и старением (дисперсионным твердением). Первый вид упрочнения характерен для сплавов серий 1XXX, 3XXX, 4XXX и 5XXX, второй — для сплавов серий 2XXX, 6XXX и 7XXX.

Сплавы серии 1XXX или алюминий промышленной чистоты. Вследствие того что железо и кремний являются постоянно присутствующими примесями в алюминии и растворимость железа в алюминии в твердом состоянии очень мала, фазы Al — Fe или Al — Fe — Si присутствуют во всех сплавах этого класса, кроме особо чистого алюминия. В литом состоянии в структуре сплавов можно обнаружить все фазы, которые находятся в равновесии с алюминием: $FeAl_3$, Fe_3SiAl_{12} или $Fe_2Si_2Al_9$. Кроме того, в случае кристаллизации с высокими скоростями охлаждения возможно образование нескольких метастабильных неравновесных фаз. Примером является фаза $FeAl_6$ с такой же кристаллической структурой, что и фаза $MnAl_6$ [5, 6]. Примеси или небольшие добавки таких элементов, как медь и марганец, содержания которых недостаточно для образования своих собственных фаз, влияют на тип и количество менее стабильных фаз. Для идентификации этих фаз необходима высокая разрешающая способность и практический опыт. Последующая термическая обработка обычно приводит эти фазы в равновесное состояние.

Сплав 1100. На рис. 3.1. показана типичная структура алюминия марки 1100 в литом состоянии; на рис. 3.2 видно влияние высокотемпературной обработки перед деформацией; рис. 3.3 демонстрирует перераспределение составляющих в типичной деформированной структу-

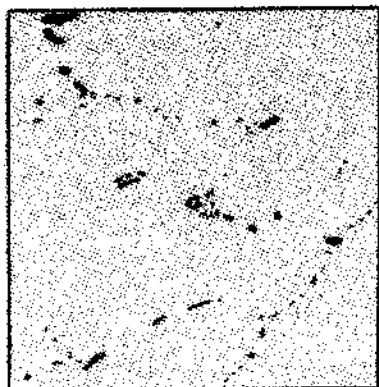
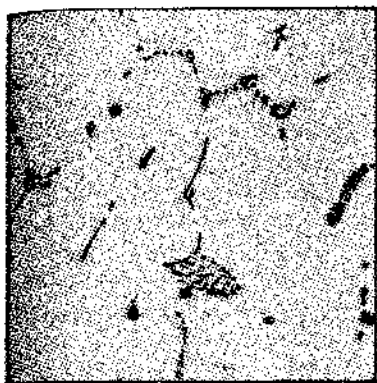


Рис. 3.1. Структура слитка сплава 1100 в литом состоянии; видны типичные составляющие, в основном выделения Fe_3SiAl_{12} , располагающиеся в междендритных прослойках. Травление 0,5 % HF, $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

Рис. 3.2. Структура гомогенизированного слитка сплава 1100, показывающая влияние нагрева на микроструктуру. Часть выделений Fe_3SiAl_{12} (светлые выделения) превратилась в $FeAl_3$ (темные частицы). Травление 20 % H_2SO_4 , $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

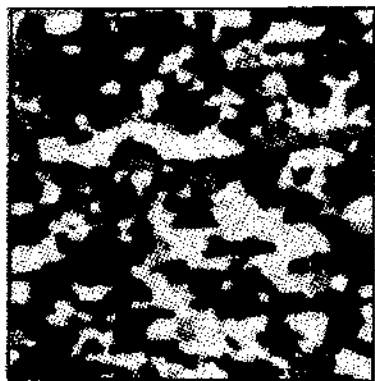
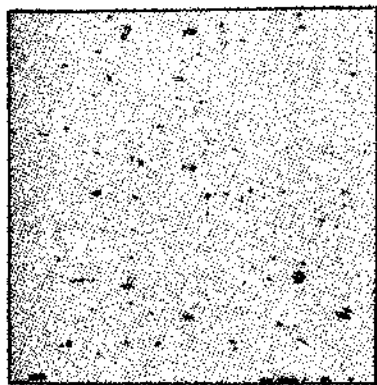


Рис. 3.3. Фрагментирование и перераспределение составляющих в структуре листа сплава 1100 в результате деформации. Травление 0,5 % HF, $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

Рис. 3.4. Микроструктура листа сплава 1100 в отожженном состоянии; видны слегка удлиненные зерна. Электролитическое травление, $\times 90$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

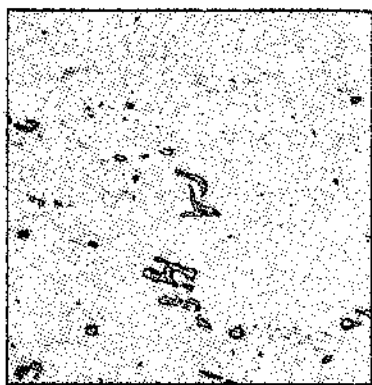


Рис. 3.5. Структура слитка сплава 3003 в литом состоянии; видны выделения $(\text{Mn, Fe})\text{Al}_6$ (светлые) и $(\text{Fe, Mn})_3\text{SiAl}_{1,2}$ (темные) в междендритных прослойках. Травление 10 % H_3PO_4 , $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

Рис. 3.6. Структура гомогенизированного слитка сплава 3003, показывающая превращение фазы $(\text{Fe, Mn})_3\text{SiAl}_{1,2}$ в результате замедленной перитектической реакции. Травление 10 % H_3PO_4 , $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

ре. В зеренной структуре отожженного листа (рис. 3.4) заметно незначительное отклонение от равновесности из-за присутствия обогащенных железом частиц. Очевидно, что форма частиц второй фазы находится в прямой зависимости от количества железа.

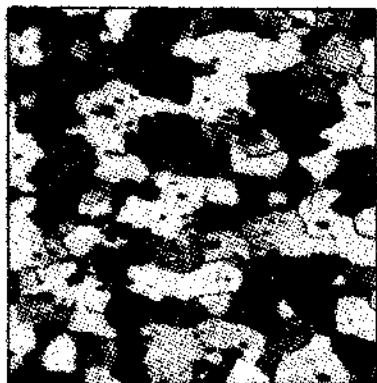
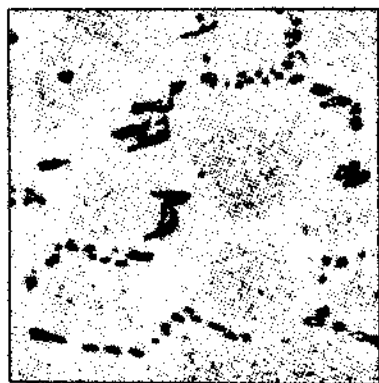


Рис. 3.7. Структура гомогенизированного слитка сплава 3003, аналогичная показанной на рис. 3.6, после травления для выявления дисперсоидов, располагающихся в первичных дендритах алюминиевой матрицы. Травление 0,5 % HF , $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

Рис. 3.8. Структура отожженного листа сплава 3003; зерна слегка вытянуты из-за присутствия дисперсоидов. Электролитическое травление, $\times 260$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

Сплавы серии 3XXX (система Al – Mn). Широко известный сплав 3003 представляет собой практически алюминий 1100 с добавкой марганца. Основными фазами в сплавах этой серии являются $(Mn, Fe)Al_6$ и $(Fe, Mn)_3Al_{12}$. В литом состоянии (рис. 3.5) доминирующей является первая фаза; последующая термическая обработка вызывает превращение ее во вторую фазу путем замедленной перитектической реакции (рис. 3.6). Центральные части первичных дендритов твердого раствора пересыщены марганцем, выделяющимся впоследствии в виде дисперсоидов (рис. 3.7). Зерна, образующиеся после отжига деформированного материала, более сплюснуты или вытянуты, чем в алюминии 1100, главным образом из-за присутствия дисперсоидов (рис. 3.8). Некоторое количество марганца остается в твердом растворе. Несколько сплавов этого класса содержат также магний, который благодаря своему родству к кремнию имеет тенденцию к изменению фазовых пропорций в направлении образования фазы $(Mn, Fe)Al_6$.

Сплавы серии 5XXX (система Al – Mg). Магний присутствует в твердом растворе во многих деформируемых сплавах; он образует эвтектику Mg_2Al_3 , количество которой в слитке в литом состоянии увеличивается с ростом содержания магния (рис. 3.9). Аналогичным образом магний образует фазу Mg_2Si , но растворимость этой фазы понижена, поэтому определенное ее количество может выделиться из раствора и обнаруживаться в деформируемых полуфабрикатах (рис. 3.10). При концентрации магния свыше 3,5 % в процессе низкотемпературной термической обработки может происходить выделение фазы Mg_2Al_3 или метастабильной фазы Mg_2Al_3 по границам зерен или внутри зерна

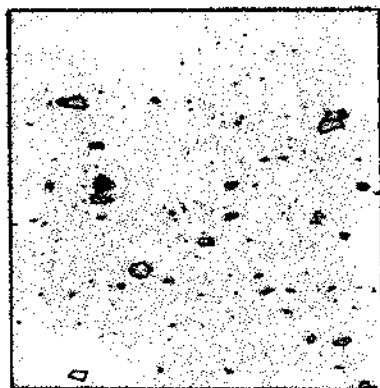
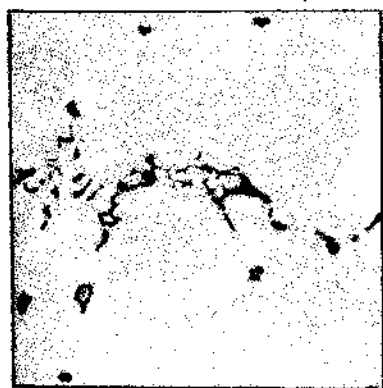


Рис. 3.9. Структура слитка сплава 5056 в литом состоянии; видны выделения $(Fe, Cr)_3SiAl_{12}$ (серого цвета), Mg_2Si (темные) и Mg_2Al_3 (очерченные контуром пятнышки) в междендритных прослойках. Травление 0,5 % HF, $\times 435$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

Рис. 3.10. Структура листа сплава 5052; видно фрагментированное и более однородное распределение фаз $(Fe, Cr)_3SiAl_{12}$ (светлые) и Mg_2Si (темные). Травление 0,5 % HF, $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

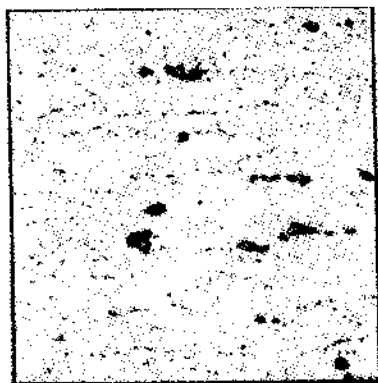


Рис. 3.11. Структура холоднокатаного листа сплава 5086-H34 после стабилизирующего отжига; показаны распределение составляющих и прерывистые выделения Mg_2Al_3 по границам зерен. Травление 10 % H_3PO_4 , $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

Рис. 3.12. Структура холоднотормированного прутка сплава 5083 после нагрева при $120^\circ C$, 24 ч; выделения Mg_2Al_3 , расположенные на полосах скольжения. Травление 10 % HF, $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

(рис. 3.11). Часто в сплавах этого класса легирующей добавкой является хром, который присутствует в виде дисперсоидов $Cr_2Mg_3Al_{18}$. При наличии марганца фазы, содержащие железо, становятся очень сложными по составу, а фаза $MnAl_6$, по-видимому, также содержащая



Рис. 3.13. Структура слитка сплава 4043 в литом состоянии с частицами $Fe_2Si_2Al_3$ (светлые) и кремния (темные) в междендритных прослойках. Травление 0,5 % HF, $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

Рис. 3.14. Структура гомогенизированного слитка сплава 4043; заметно округление выделений кремния, а нерастворимая фаза, содержащая Fe, остается без изменений. Травление 0,5 % HF, $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

некоторое количество хрома, обнаруживается как дисперсоид. Холодная деформация сплавов Al – Mg вызывает образование полос деформации, которые декорируются частицами выделений, содержащих магний (рис. 3.12).

Сплавы серии 4XXX (система Al – Si). Большинство деформируемых сплавов серии 4XXX, кроме применения в архитектуре и для изготовления штампованных пистонов, используются в качестве присадочной проволоки или припоя. Однако высокие характеристики сварного или паяного соединения зависят от однородности и величины зерна исходной деформированной структуры. В литой структуре сплавов этой серии обычно присутствуют кремний и фаза $Fe_2Si_2Al_3$ (рис. 3.13). Термическая обработка способствует коалесценции и сфероиди-

Рис. 3.15. Структура листа сплава 3003, предназначенного для паяных соединений и плакированного с этой целью сплавом 4343. Видны сфероидизированные частицы кремния в плакирующем слое (верхняя часть снимка). Травление 0,5 % HF, $\times 225$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

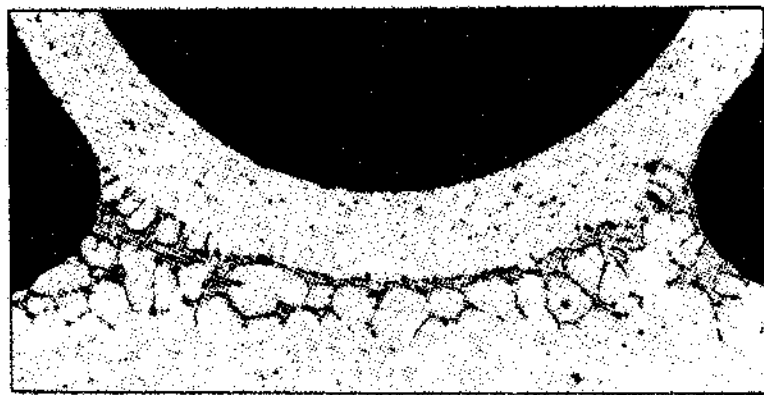
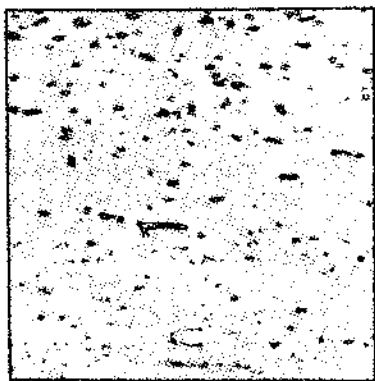


Рис. 3.16. Структура паяного соединения прутка сплава 3003 с листом этого же сплава, плакированным сплавом 4343. В зоне пайки сплав 4343 образует литую дендритную структуру при частичном перемешивании сплавов. Травление 0,5 % HF, $\times 90$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

защи кремния (рис. 3.14), в то время как нерастворимая фаза, содержащая железо, остается без изменения. На рис. 3.15 показан плакирующий слой из сплава 4343 на листе сплава 3003, используемом для паяных конструкций; на рис. 3.16 представлено паяное соединение сплава 3003 с таким листом. Из-за перемешивания сплавов в процессе пайки иглообразные выделения фазы $Fe_2Si_2Al_9$ замещаются полигональной фазой $(Fe, Mn)_3SiAl_{12}$.

Перемешивание приводит также к изменению состава в зоне паяного соединения.

Сплавы серии 6XXX (система Al - Mg - Si). Сплавы этой системы основаны на растворимости Mg_2Si , и поэтому они упрочняются старением (дисперсионное твердение). Если сплав не содержит марганца или хрома, образуются обогащенные железом фазы Fe_3SiAl_{12} , $Fe_2Si_2Al_9$ или смесь этих двух фаз в зависимости от соотношения магния, кремния и железа. Марганец и хром стабилизируют фазу $(Fe, Mn, Cr)_3SiAl_{12}$. В низколегированных сплавах, таких как 6063, нагрев литой структуры (рис. 3.17) при сравнительно невысоких температурах вызывает полное растворение фазы Mg_2Si (рис. 3.18). В более легированном сплаве 6061 обычно имеется избыток Mg_2Si при температуре растворения, и в случае медленного охлаждения выделения этой фазы образуют видманштеттову структуру (рис. 3.19). На рис. 3.20 показан сплав 6061 в термически обработанном состоянии, причем четкой разницы в микроструктуре состояний T4 и T6 не наблюдается. Различие в указанных состояниях может быть выявлено только с помощью специального травления (рис. 3.21), и этот метод является наилучшим из существующих стандартных методов для этой цели. Некото-

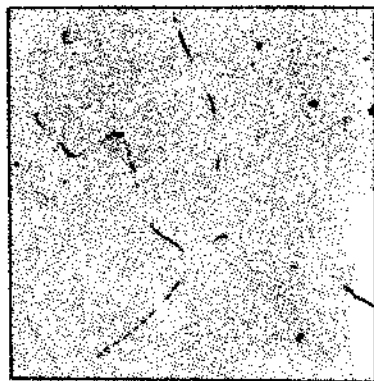
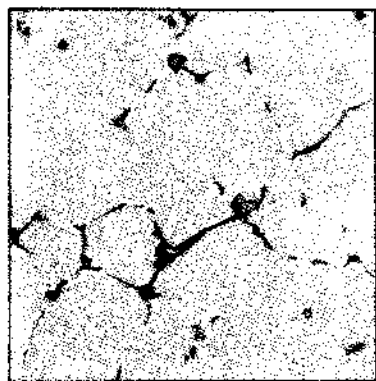


Рис. 3.17. Структура слитка сплава 6063 в литом состоянии; видны Fe-содержащая фаза (светлая) и Mg_2Si (темная) в междендритных участках. Травление 0,5 % HF, $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

Рис. 3.18. Структура гомогенизированного слитка сплава 6063; видна только слегка сферондизированная фаза, содержащая Fe. Травление 0,5 % HF, $\times 445$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

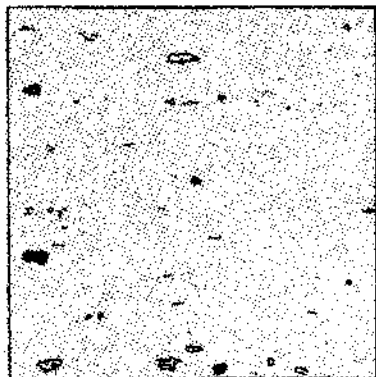
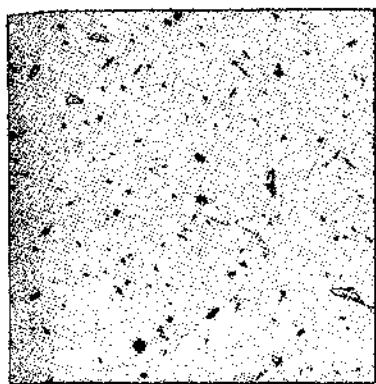


Рис. 3.19. Структура гомогенизированного слитка сплава 6061; нерастворенные частицы Mg_2Si и некоторое количество вторичных выделений Mg_2Si , образующих при охлаждении Видманштеттову структуру. Травление 0,5 % HF, $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

Рис. 3.20. Структура листа сплава 6061-T6; видны нерастворимые частицы $(Fe, Cr)_3SiAl_2$ и избыточные выделения растворимой фазы Mg_2Si (темные), перераспределившиеся в результате деформации. Травление 0,5 % HF, $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

рые сплавы серии 6XXX, используемые для электрокабелей, применяются в перестаренном состоянии и при травлении вдоль границ зерен выявляются светлые участки, которые представляют собой зоны, свободные от выделений (рис. 3.22).

Сплавы серии 2XXX (система Al - Cu). Эти сплавы обычно имеют

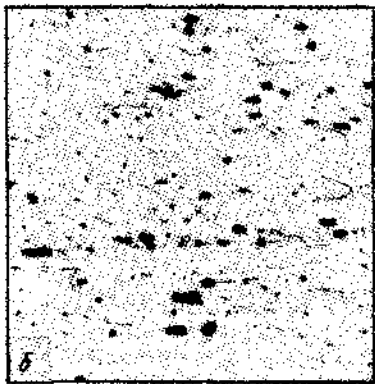
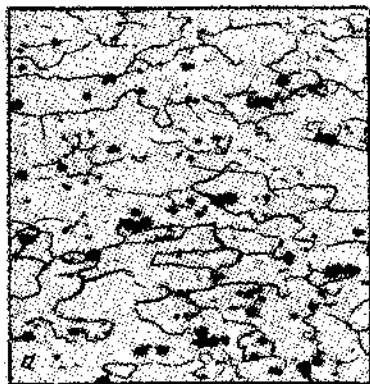


Рис. 3.21. Структура листа сплава 6061 в состояниях T4 (а) и T6 (б), показывающая типичное распределение фаз и размытость границ зерен, вызываемую выделениями Mg_2Si при искусственном старении. Травление HF и H_2SO_4 , $\times 230$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

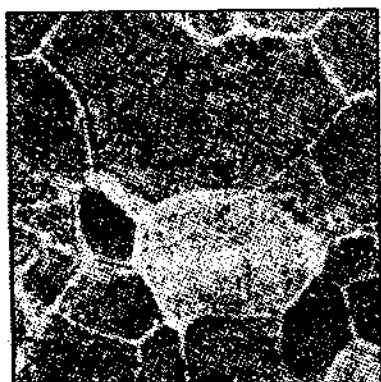


Рис. 3.22. Структура прессованного полуфабриката сплава 6063 в перестаренном состоянии; высокая плотность выделений Mg_2Si в матрице и приграничные зоны, свободные от выделений. Травление 25 % HNO_3 при $70^\circ C$, $\times 235$ (Reynolds Metals Co.)

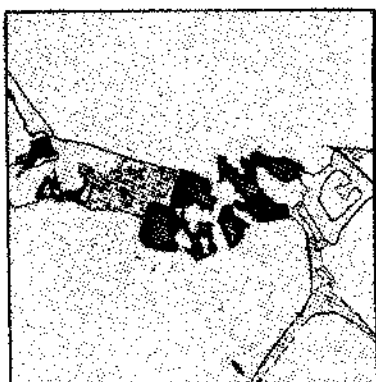


Рис. 3.23. Сложная многофазная структура слитка сплава 2024 в литом состоянии. Мелкодисперсные выделения в матрице образуются при медленном охлаждении слитка. Травление 10 % H_3PO_4 , $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)



Рис. 3.24. Структура нагретого слитка сплава 2024; многофазная литая структура превращается в структуру, содержащую две фазы с железом и растворимую фазу Al_2CuMg , которая образует Видманштеттову структуру при последующем медленном охлаждении. Травление 10 % HF , $\times 460$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

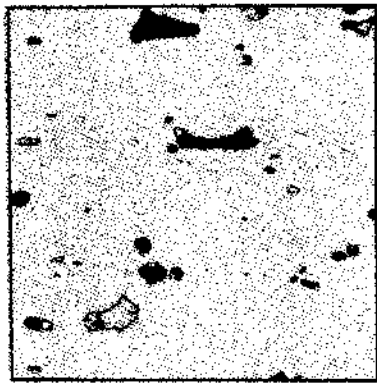


Рис. 3.25. Структура плиты сплава 2024-T4; перераспределение составляющих в результате деформации. Травление 10 % H_3PO_4 , $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

сложный состав благодаря большому количеству добавок, вводимых для обеспечения необходимой прочности, коррозионной стойкости или контролируемого размера зерна. Сплав 2024, содержащий Cu, Mg, Mn, Fe и Si, имеет многофазную структуру в литом состоянии (рис. 3.23), состоящую из фаз $(Mn, Fe)_3SiAl_{12}$, Mg_2Si , $CuAl_2$ и Al_2CuMg ; иногда присутствуют также $(FeMn)Al_3$ или $(Mn, Fe)Al_6$. При последующем нагреве (рис. 3.24) растворится большая часть меди и магния, но некоторое количество Al_2CuMg и, по-видимому, $CuAl_2$ остаются вне твердого раствора. Все фазы, содержащие железо, претерпевают превращение в фазу Al_7Cu_2Fe . Одновременно марганец выделяется из твердого раствора в виде дисперсидов $Cu_2Mn_3Al_{20}$. При медленном охлаждении выделения Al_2CuMg образуют видманштеттову структуру.

Обычно в структуре деформированного полуфабриката сплава 2024-T4 видны округлые выделения Al_2CuMg в виде нерастворенной избыточной фазы, неправильной формы частицы непрореагировавшей фазы $(MnFe)_3SiAl_{12}$ и продукты реакции Al_7Cu_2Fe наряду с мелкодисперсными выделениями $Cu_2Mn_3Al_{20}$ (рис. 3.25). Присутствие дисперсидов способствует тому, что зерна, формирующиеся в процессе нагрева под закалку, несколько вытягиваются или становятся более плоскими. Зеренный контраст в сплавах, легированных медью, наблюдается в результате сочетания питтингового травления и высаживания меди на зернах, подверженных более быстрому растворению (рис. 3.26). Это свойство травления можно использовать для обнаружения в листах диффузии меди в плакировку из чистого алюминия. Магний также диффундирует, но его диффузия не видна в световом микроскопе.

Сплав 2014 отличается от сплава 2024 тем, что содержание магния



Рис. 3.26. Структура плакированного листа сплава 2024-T3; диффузия меди в плакирующий слой из алюминия промышленной чистоты. Травление реактивом Келлера, $\times 460$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

Рис. 3.27. Структура ковальной заготовки сплава 2014; видны составляющие, отличные от сплава 2024. Травление 10 % H_3PO_4 , $\times 460$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

в нем ниже, а кремния выше. Высокое содержание кремния стабилизирует единственную фазу, содержащую железо: $(\text{Mn, Fe})_3\text{SiAl}_{12}$.

Фаза CuAl_2 и четвертая фаза $\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Al}_5$ являются растворимыми, а вместо дисперсоидов $\text{Cu}_2\text{Mn}_3\text{Al}_{20}$, по-видимому, появляются выделения $\text{Mn}_3\text{SiAl}_{12}$ (рис. 3.27). Более высокая концентрация дисперсоидов и резко выраженная полосчатость, унаследованная от литой структуры, приводят к образованию сильновытянутых, рекристаллизованных зерен (рис. 3.28).

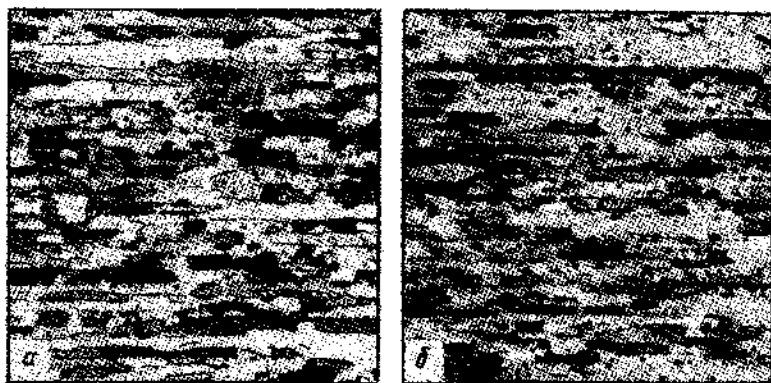


Рис. 3.28. Структура листа сплава 2014 в состояниях T4 (а) и T6 (б); нечеткие границы зерен в состоянии T6 связаны с худшей травимостью. Травление реактивом Келлера, $\times 90$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

Сплав 2011 более прост по химическому составу (Al — Cu — Fe — Si), но содержит добавки свинца и висмута, вводимые для улучшения обрабатываемости резанием. После кристаллизации и термической обработки в сплаве присутствуют фазы $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ (нерастворимая) и CuAl_2 (обычно в количестве, превышающем растворимость в твердом состоянии). Фаза, содержащая Pb и Bi, первой выделяется из расплава в то время, когда еще происходит кристаллизация, и располагается в междендритных ячейках; полное затвердевание этой фазы заканчивается при очень низкой температуре. В процессе нагрева под закалку наблюдается сфероидизация этой фазы; после охлаждения от температуры закалки структура ее полностью сформирована (рис. 3.29).

Ввиду того что температуры нагрева под закалку для сплавов серии 2XXX близки к равновесному солидусу, перегрев этих сплавов рискован и необходим контроль микроструктуры. На первой стадии перегрева появляются розетки, представляющие собой оплавление нерастворившейся эвтектики (рис. 3.30). Охлаждение таких оплавленных участков приводит к образованию розеток. При более сильном перегреве происходит оплавление границ зерен, особенно в местах стыка трех зерен, что является сигналом начала расплавления твердого раствора.

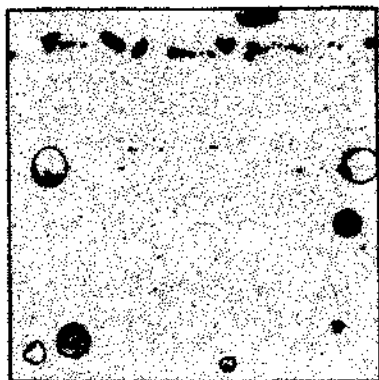
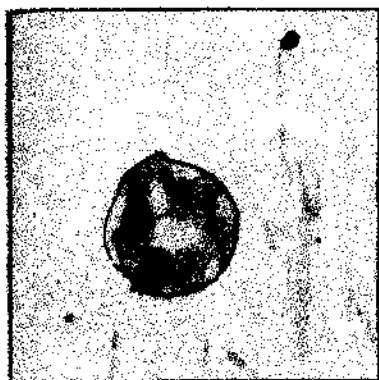


Рис. 3.29. Структура слитка сплава 2011 в литом состоянии; эвтектика внутри глобулы Pb - Be. Нетравленный шлиф, $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

Рис. 3.30. Структура плиты сплава 2014-T4 после перегрева; оплавление границ зерен и образование жидкой фазы на поверхности раздела алюминиевой матрицы и частиц CuAl_2 . Розетки образуются при быстром охлаждении оплавленных участков. Травление 10 % H_2PO_4 , $\times 460$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

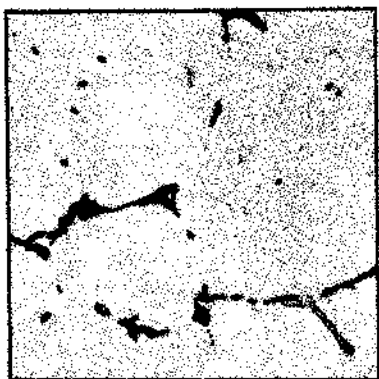


Рис. 3.31. Многофазная структура слитка сплава 7075 в литом состоянии; мелкодисперсные выделения в матрице, образующиеся при медленном охлаждении слитка. Травление реактивом Келлера, $\times 445$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

Рис. 3.32. Структура гомогенизированного слитка сплава 7075; видны фазы, содержащие Fe, почти нерастворимая фаза Mg_2Si и растворимая фаза Al_3CuMg , образующаяся из $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Al}, \text{Cu})_2$, которая входит в твердый раствор. Травление реактивом Келлера, $\times 445$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

Сплавы серии 7XXX (система Al – Zn). Цинк в значительных количествах растворим в алюминии и сам по себе не оказывает существенного влияния на микроструктуру таких простых по составу сплавов, как 7072. Однако сплавы этой серии очень часто содержат магний и медь, а также легирующие добавки хрома, марганца или циркония наряду с постоянно присутствующими примесями железа и кремния. В литой структуре сплава 7075 образуются одна или несколько разновидностей фазы $(\text{Fe, Cr})_3\text{SiAl}_{12}$, Mg_2Si и псевдобинарная эвтектика, состоящая из алюминия и MgZn_2 (рис. 3.31). Последняя фаза содержит также Al и Cu, которые замещают Zn, поэтому состав фазы может быть выражен как $\text{Mg}(\text{Zn, Cu, Al})_2$. При последующем нагреве происходит превращение фаз, обогащенных железом, в фазу $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ (рис. 3.32). Фаза Mg_2Si относительно мало растворима и проявляется склонность к сфероидизации; $\text{Mg}(\text{Zn, Cu, Al})_2$ начинает быстро растворяться, и в это же время происходит выделение фазы Al_2CuMg , для последующего полного растворения которой необходим высокотемпературный длительный нагрев. Хром выделяется в виде дисперсоидов $\text{Cr}_2\text{Mg}_3\text{Al}_{18}$, которые концентрируются в основном в участках первичных дендритов (рис. 3.33). После закалки, обеспечивающей полный перевод в твердый раствор хорошо растворимых легирующих элементов, деформируемый сплав содержит фазы $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, $(\text{Fe, Cu})_3\text{SiAl}_{12}$ и Mg_2Si наряду с дисперсоидами. Рекристаллизованные зерна очень сильно вытянуты или сплюснены из-за строчечного расположения дисперсоидов, а нерекристаллизованные участки довольно часто встречаются даже в листах (рис. 3.34). В нерекристаллизованных участках

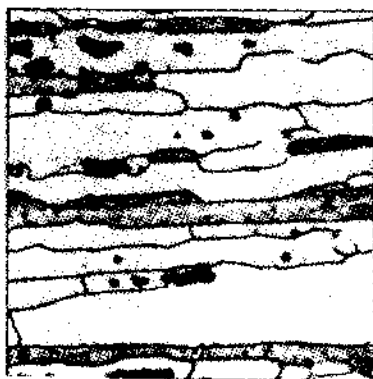
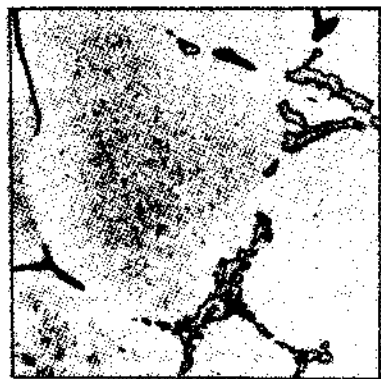


Рис. 3.33. Структура слитка сплава 7075 после нагрева и травления для выявления хромистых дисперсоидов, которые выделяются при повышенных температурах и распределение которых соответствует литому состоянию. Травление 0,5 % HF, $\times 460$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

Рис. 3.34. Структура листа сплава 7075-T6; рекристаллизованные зерна (светлые) и нерекристаллизованные фрагментированные зерна, которые выглядят темными из-за выделений по границам субзерен. Травление 10 % H_3PO_4 , $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

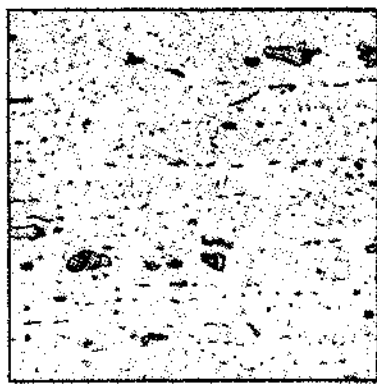


Рис. 3.35. Структура крупногабаритного пресованного профиля из сплава 7075-T6; в приповерхностном слое видны крупные рекристаллизованные зерна, в сердцевине – мелкозернистая субструктура, образующаяся при возврате в процессе горячей деформации или при последующем нагреве. Травление 10 % H_3PO_4 , $\times 455$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

Рис. 3.36. Структура отожженного листа сплава 7075-0; видно беспорядочное расположение нерастворимых фаз наряду с частицами Mg (Zn, Al, Cu)₂, которые выделяются из твердого раствора при охлаждении с контролируемой скоростью от температуры отжига. Травление разбавленным реактивом Келлера, $\times 445$ (Kaiser Aluminum and Chemical Corp.)

видны очень мелкие субзерна, границы которых декорированы выделениями, образующимися при старении. Это более отчетливо заметно в горячедеформированных полуфабрикатах (рис. 3.35), особенно в приповерхностных слоях, подвергшихся наиболее высокой деформации, где критическая деформация приводит к образованию очень крупных рекристаллизованных зерен (более подробно эти вопросы рассматриваются в разделе 4). Дисперсоиды препятствуют рекристаллизации и способствуют образованию мелкозернистой субструктуры. Фаза $ZrAl_3$ когерентна с матрицей и оказывает аналогичное влияние.

Отжиг термически обрабатываемых сплавов преследует две цели: 1) снятие остаточных напряжений, вызванных холодной деформацией; 2) выделение растворимых фаз из твердого раствора. В последнем случае охлаждение проводится с контролируемой скоростью (см. разд. 5) и приводит к беспорядочному распределению выделений (рис. 3.36). Присутствие этих выделений в отожженном состоянии (состояние "O") делает зеренную структуру трудно выявляемой [2].

Другие сплавы средней и высокой прочности серии 7XXX представляют собой, по сути, модификации сплава 7075. В сплаве 7050 с более высоким содержанием меди и цинка имеется большее количество фазы Al_2CuMg , которую необходимо растворить при нагреве под закалку. В менее легированных сплавах происходит быстрое растворение всех фаз, обогащенных цинком. Признаком перегрева в сплавах класса 7XXX

обычно считается образование отдельных участков с необычным скоплением фазы Al_2CuMg . Температура солидуса гомогенного сплава значительно выше температурного интервала закалки. Однако при наличии фазы Al_2CuMg очень высокие скорости нагрева могут привести к появлению розеток из-за недостатка времени для прохождения процесса диффузии и растворения частиц до момента, когда температура нагрева превысит неравновесную температуру эвтектики.

Характеристика микроструктуры сплава включает несколько аспектов. Например, размеры и распределение интерметаллидов, образующихся при затвердевании, зависят от скорости теплоотвода. Степень измельчения и характер распределения интерметаллидов зависят от суммарного накопленного количества механической деформации. Количество избыточной растворимой фазы обусловлено конкретным составом сплава в пределах стандарта и режимом термической обработки. Количество и размер дисперсоидов зависят от конкретного состава сплава и всего цикла термической обработки, а также от степени механической деформации. Степень возврата и рекристаллизации, размер и форма рекристаллизованных зерен в большой мере определяются всеми выше указанными факторами, а также скоростью нагрева. Понимание этих взаимосвязей важно для правильного объяснения особенностей микроструктуры.

3.2. КОЛИЧЕСТВЕННАЯ МЕТАЛЛОГРАФИЯ

Количественная металлография стала более широко использоваться для установления связи свойств с микроструктурой в связи с применением автоматических приборов. В работе [7] приведен обзор методик и теория количественного анализа.

К характерным чертам микроструктуры относятся: 1) пористость; 2) включения; 3) нерастворимые фазы, образующиеся при кристаллизации, т.е. $Al_6(FeMn)$ или $FeAl_3$; 4) дисперсоиды (мелкие выделения, образование которых происходит при высокотемпературных операциях термообработки: $ZrAl_3$, $Al_{12}(FeMn)_3$ и $Al_{12}Mg_2Cr$; 5) выделения, образующиеся в процессе старения [мельчайшие, как правило, когерентные выделения, образующиеся при низких температурах вследствие высокой степени пересыщения твердого раствора при охлаждении от температуры закалки: $MgZn_2$, $CuAl_2$ (θ') и зоны ГП]. Все перечисленные особенности могут влиять на поведение материала, и большая их часть поддается количественному анализу.

Нерастворимые частицы, пористость и включения, как правило, достаточно велики и их легко наблюдать с помощью светового микроскопа. Эти три фактора сильно влияют на характеристики разрушения алюминия, в особенности на вязкость разрушения, усталостные свойства и относительное удлинение. Размеры нерастворимых частиц таковы, что их можно проанализировать химически с помощью микронного анализатора или сканирующего электронного микроскопа (метод "эдакс") и в сложных сплавах.

В работе [8] описано использование этого метода для установления зависимости величины относительного удлинения в высотном направлении в сплавах 2Х24 от типа и объемного содержания составляющих. Блоу [9], Томпсон [10], Хан и Розенфельд [11] провели анализ размеров, характера распределения и объемного содержания нерастворимых фаз и установили связь этих факторов с вязкостью разрушения высокопрочных конструкционных сплавов, используемых в авиационной технике.

Выделения, размер которых меньше, чем частицы дисперсоидов, обычно нельзя наблюдать с помощью светового микроскопа, и в этом случае необходимо использовать приборы с более высокой разрешающей способностью (просвечивающий или сканирующий электронный микроскоп). Эти частицы влияют на поведение алюминиевых сплавов при рекристаллизации, а также могут оказывать прямое или косвенное влияние на прочностные свойства. Большие увеличения, необходимые для анализа таких выделений, и малая площадь анализируемого участка затрудняют исследование. Если анализ проводят с помощью сканирующего просвечивающего электронного микроскопа (СПЭМ), оборудованного микрозондом, то частицы можно идентифицировать также химически. Мельчайшие частицы, выделяющиеся в процессе старения, можно проанализировать только с помощью просвечивающего электронного микроскопа. Влияние этих частиц проявляется в первую очередь в повышении пределов текучести и прочности.

Стэли [12] установил связь усталостных характеристик высокопрочных сплавов 7Х75 с количеством нерастворимых фаз кристаллизационного происхождения. При высоких уровнях коэффициента интенсивности напряжений скорость роста усталостной трещины меньше при более низком содержании этих фаз в сплаве (сплав 7475) по сравнению со сплавом 7075, в котором объемная доля выделений больше. При низком уровне интенсивности напряжений частицы указанных фаз, по-видимому, блокируют дислокации.

3.3. СКАНИРУЮЩАЯ ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ

Подробное описание методики работы со сканирующим электронным микроскопом (СЭМ) и примеры применения его для изучения поверхностей разрушения приведены Гольдштейном в работе [13]. Основными преимуществами этого метода исследования являются:

простота подготовки образца;

наиболее широкий интервал доступных увеличений (обычно от 15 до 5000);

возможность наблюдения больших участков поверхности образца, включая исходный материал и зону распространения трещины, благодаря тому, что непосредственно в поле зрения микроскопа может быть помещен объект площадью 645 мм² и более;

прекрасная глубина резкости, что обеспечивает фокусировку на поверхностях с различной топографией;

возможность изучения поверхности разрушения с одновременным химическим анализом составляющих (при оборудовании микроскопа специальным микрозондом).

К недостаткам данного метода относится неопределенность угла наклона или ориентации образца в микроскопе, при этом может измениться действительный размер особенностей в строении излома, например усталостных бороздок; возможны также погрешности в результатах микрохимического анализа из-за отклонения угла отражения рентгеновских лучей от поверхности образца. Использование стереопар компенсирует этот недостаток и делает возможной точную топографию поверхности. Кроме того, могут встречаться поверхности изломов с неизвестной топографией, поскольку опубликованные экспериментальные данные по фрактографии методом сканирующей электронной микроскопии ограничены.

Микрофотографии поверхностей изломов получают в сканирующем электронном микроскопе с помощью электронного излучения двух типов. Наиболее часто используют вторичные электроны благодаря точности выявления топографических особенностей излома. Обратное отраженные электроны могут быть использованы для выявления вариаций химсостава. Подлинная микрохимическая идентификация отдельных элементов на поверхности излома обычно заключается в анализе с помощью характеристического рентгеновского излучения, получаемого за счет ионизации падающим электронным лучом. Отпечатки характеристического излучения дают представление об имеющихся элементах посредством их расшифровки с помощью детектора, чувствительного либо к энергии, либо к длине волны излучения.

Фотографии образцов, полученных с помощью СЭМ, более контрастны по сравнению с фотографиями реплик на просвечивающем элек-

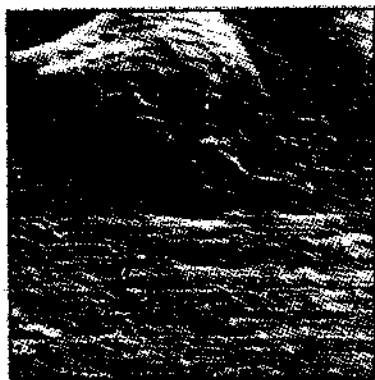


Рис. 3.37. Усталостное разрушение сплава 2024 (сканирующий электронный микроскоп, вторичные электроны, $\times 4600$ (Boeing Commercial Airplane Co.))

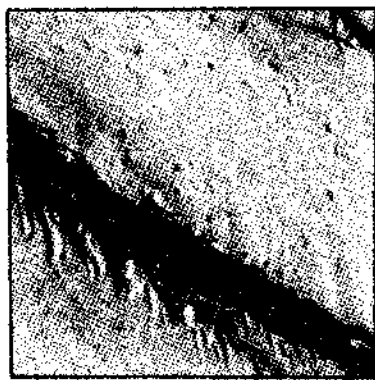


Рис. 3.38. Усталостное разрушение сплава 2024 (просвечивающий электронный микроскоп, реплика, $\times 4075$) (Boeing Commercial Airplane Co.)

тронном микроскопе (ПЭМ). На рис. 3.37 приведен снимок усталостного разрушения сплава 2024, полученный с помощью вторичных электронов в сканирующем электронном микроскопе. Обращает на себя внимание большая глубина резкости, несмотря на существенные различия в топографии отдельных участков. Обычно замеры усталостных бороздок не могут быть произведены, если неизвестно точное расположение (угол наклона) поверхности излома относительно электронного луча и детектора вторичных электронов или без применения стереосъемки. На рис. 3.38 показана фотография реплики с того же усталостного излома, полученная с помощью ПЭМ. Здесь усталостные бороздки четко различимы и их можно измерить, чтобы определить скорость роста усталостной трещины. Однако и в этом случае есть опасность ошибки, аналогичная имеющейся при использовании сканирующего микроскопа. Усталостные бороздки должны характеризовать фронт магистральной трещины. Это не всегда ясно, поскольку при данном методе получения препарата есть вероятность того, что усталостные бороздки не принадлежат магистральной трещине, несмотря на то, что они располагаются в одной плоскости.

На рис. 3.39 и 3.40 показаны фотографии изломов разрывных образцов литейного сплава А357, полученные с помощью сканирующего и просвечивающего электронного микроскопа соответственно; изломы имеют ямочное строение с коалесценцией микропустот. Преимущества микрохимического анализа, выполненного с помощью сканирующего электронного микроскопа на полированном шлифе сплава А357, демонстрируют фотографии на рис. 3.41 – 3.47. На рис. 3.41 и 3.42 приведены снимки одного и того же участка шлифа, полученные с помощью светового и сканирующего электронных микроскопов (во втори-

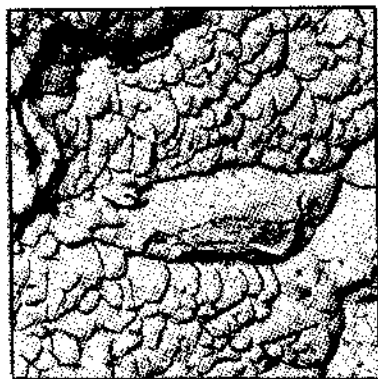
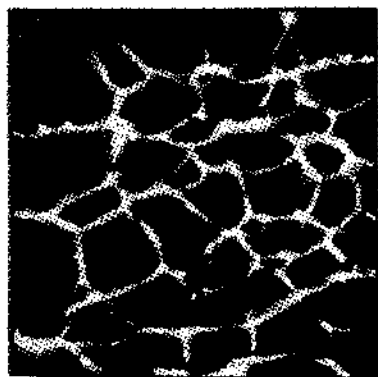


Рис. 3.39. Излом разрывного образца литейного сплава А357 (сканирующий электронный микроскоп), $\times 18400$, (*Boeing Commercial Airplane Co.*)

Рис. 3.40. Ямочное строение излома разрывного образца литейного сплава А357 (просвечивающий электронный микроскоп, реплика, $\times 6550$) (*Boeing Commercial Airplane Co.*)

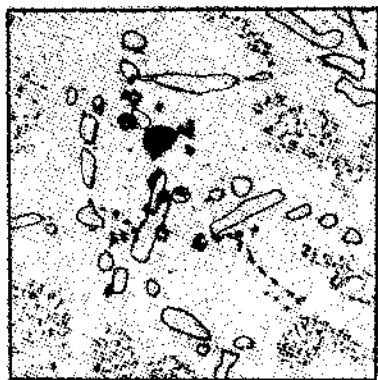


Рис. 3.41. Фотография поверхности полированного шлифа из отливки сплава А357 (световой микроскоп, $\times 380$) (Boeing Commercial Airplane Co.)

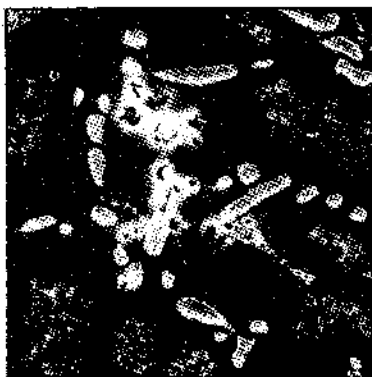


Рис. 3.42. Фотография поверхности полированного шлифа из отливки сплава А357 (сканирующий электронный микроскоп, $\times 385$) (Boeing Commercial Airplane Co.)

ных электронах) соответственно. Фазы, растворенные травителем, отчетливо выявляются на снимке, сделанном сканирующим микроскопом, в виде пустот. При использовании характеристического излучения на том же самом шлифе (рис. 3.43) видны небольшие участки с микропустотами, которые имеют белую окраску во вторичных электронах и черную в световом микроскопе. Применение characteristi-



Рис. 3.43. Фотография поверхности полированного шлифа из отливки сплава А357 (сканирующий электронный микроскоп, обратноотраженные электроны, $\times 385$) (Boeing Commercial Airplane Co.)



Рис. 3.44. Частицы кремния на поверхности полированного шлифа из отливки сплава А357 (сканирующий электронный микроскоп, рентгеновское излучение, $\times 385$) (Boeing Commercial Airplane Co.)



Рис. 3.45. Фотография поверхности полированного шлифа из отливки сплава А357 (сканирующий электронный микроскоп, обратноотраженные электроны, $\times 2300$) (Boeing Commercial Airplane Co.)

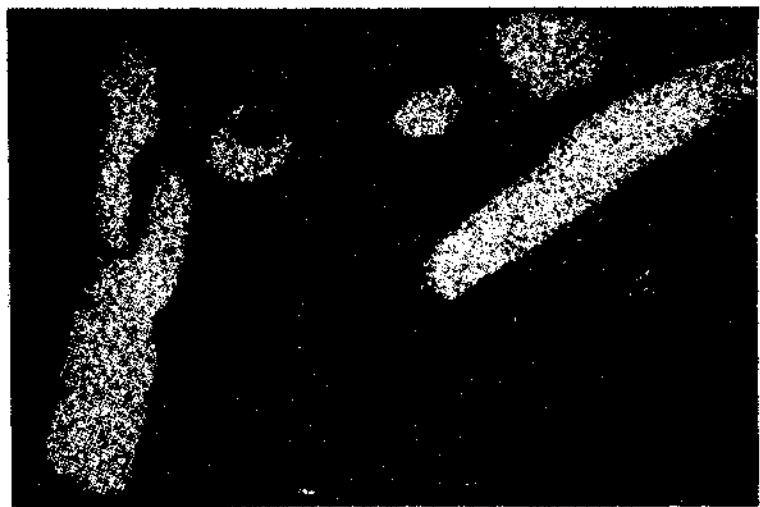


Рис. 3.46. Частицы кремния на поверхности полированного шлифа из отливки сплава А357 (сканирующий электронный микроскоп, рентгеновское излучение, $\times 2300$) (Boeing Commercial Airplane Co.)

ческого излучения позволяет получить количественную информацию об относительном среднем атомном содержании различных фаз; частицы, содержащие кремний (см. рентгеновский снимок на рис. 3.44), поглощают некоторое количество электронов, поскольку кремний имеет более высокий коэффициент обратного отражения, чем алюми-

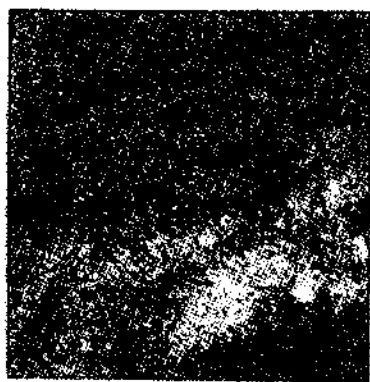


Рис. 3.47. Выделения фазы, содержащей железо, на поверхности полированного шлифа из отливки сплава А357 (сканирующий электронный микроскоп, рентгеновское излучение, $\times 2300$) (Boeing Commercial Airplane Co.)

Рис. 3.48. Строение излома сплава 7075, разрушившегося в результате межкристаллитной коррозии (сканирующий электронный микроскоп, $\times 9200$) (Boeing Commercial Airplane Co.)

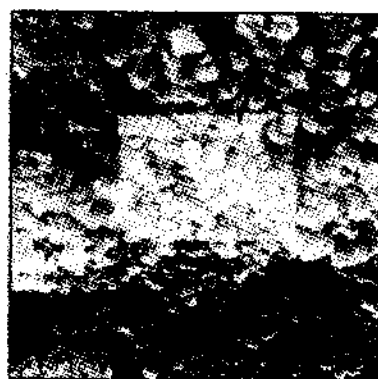


Рис. 3.49. Фотография излома сплава 7075, показанного на рис. 3.48, полученная с реплики в просвечивающем электронном микроскопе, $\times 5830$ (Boeing Commercial Airplane Co.)

Рис. 3.50. Участки излома сплава 7075, разрушившегося от коррозионного растрескивания, с продуктами коррозии; светлым четырехугольником выделен участок для проведения микрохимического анализа (сканирующий электронный микроскоп, $\times 4325$) (Boeing Commercial Airplane Co.)

ний; эти частицы выглядят светлыми на рис. 3.43. При детальном исследовании центрального участка шлифа, показанного на рис. 3.32–3.43, с помощью характеристического излучения установлено наличие фаз, содержащих железо и кремний (рис. 3.45–3.47).

Строение излома сплава 7075, разрушившегося в результате межкристаллитной коррозии, показано на фотографиях рис. 3.48 и 3.49, выполненных на СЭМ и ПЭМ соответственно. Участки излома с продуктами коррозии представлены на рис. 3.50 (СЭМ, вторичные электроны) и рис. 3.51 (ПЭМ). На рис. 3.50 светлым четырехугольником

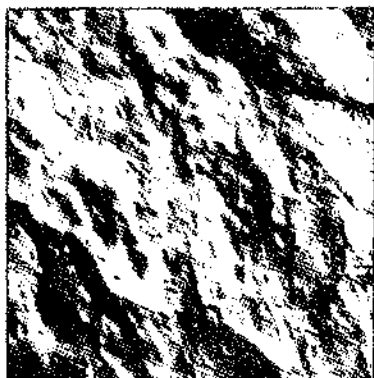


Рис. 3.51. Фотография излома сплава 7075, показанного на рис. 3.50, полученная с реплики в просвечивающем электронном микроскопе, X 4075 (*Boeing Commercial Airplane Co.*)

обозначен участок для проведения микрохимического анализа, которым установлено, что продукты коррозии содержат, кроме легирующих элементов сплава, еще натрий и хлор. Как сканирующий, так и просвечивающий электронный микроскопы обеспечивают гораздо большие возможности для исследования строения поверхностей изломов. Особенность сканирующего электронного микроскопа — возможность проведения микрохимического анализа по месту (*in situ*), а также большие увеличения — этот метод имеет большое значение, особенно по мере накопления экспериментального фактического материала по топографии изломов.

3.4. ПРОСВЕЧИВАЮЩАЯ ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ

В последние годы благодаря развитию приборостроения и технологий электронная микроскопия играет все более важную роль в расширении и углублении понимания микроструктуры алюминиевых сплавов. Большое увеличение, высокая разрешающая способность и исключительная глубина резкости делают возможным наблюдение чрезвычайно малых деталей микроструктуры с помощью электронного микроскопа, и именно в таком случае ему следует отдать предпочтение перед световым микроскопом. В электронном микроскопе возможно увеличение до 300000 при разрешающей способности менее 0,5 нм.

Как правило, объектами исследования в просвечивающем электрон-

ном микроскопе (ПЭМ) являются тонкие фольги, тщательно изготовленные из образца, представляющего интерес; однако в некоторых случаях можно использовать реплики, снятые с поверхности образца. Для стандартного просвечивающего электронного микроскопа мощностью 100 кВ образцы из алюминиевого сплава должны быть подготовлены таким образом, чтобы толщина их была менее 0,5 мкм (желательно 0,2 мкм). При подготовке этих образцов используются струйная электрополировка и ионное травление. Контрастная картина на снимках в ПЭМе достигается за счет разницы в дифракции и абсорбции электронов различными участками образца.

Локальные изменения в ориентировке, которые имеют место по границам зерен и субзерен, а также искажения решетки, связанные с дислокациями и когерентными выделениями, вызывают разницу в контрасте. Аналогичным образом изменения в контрастной картине происходят вследствие различных структурных факторов в кристаллах и разницы в коэффициентах абсорбции нерастворимыми частицами кристаллизационного происхождения. Хотя исследуемые образцы тонки, изображение их структуры представляет собой проекцию трехмерной структуры, и именно с этой позиции следует рассматривать ориентировку и распределение особенностей в структуре.

Наряду с тем, что ПЭМ позволяет получить прекрасное изображение и фотографии структуры, он может быть использован для анализа методом электронной дифракции. В этом случае в исследуемом образце можно выбрать участок величиной в 1 мкм и получить с него дифрактограмму. Такие дифрактограммы широко применяются для идентификации частиц вторых фаз и установления кристаллографической ориентировки частицы или интересующего участка.

Просвечивающий растровый электронный микроскоп (ПРЭМ) обеспечивает еще более широкие возможности. В нем электронный луч фокусируется в очень маленькое пятно, обычно диаметром от 0,1 до 50 нм и затем сканирует в растре по интересующему участку образца. Используя соответствующие детекторы, можно получить различные типы изображений. Так, в дополнение к изображению, получаемому в ПЭМе, можно получить изображение во вторичных электронах (для изучения топографии поверхности излома), в режиме обратно отраженных электронов (для оценки контраста в зависимости от атомного номера) и изображение в характеристическом рентгеновском излучении (для определения химсостава).

Кроме исключительных возможностей с точки зрения получения изображений, в ПРЭМе возможно чрезвычайно точное наведение электронного луча на очень малый участок площади образца. Такая возможность особенно ценна для микродифракционного и микрохимического анализа. Микродифрактограммы дают информацию о кристаллографической структуре очень малых участков, а применение микрорентгеноспектрального анализа позволяет во многих случаях получить информацию о химсоставе областей диаметром менее 100 нм.

В высоковольтном электронном микроскопе, рабочее напряжение

которого достигает 1 млн. В, возможно исследование на просвет более толстых образцов. Этот метод используется для наблюдений *in situ*, например при термической обработке или деформации. Из-за высокой стоимости и узкого назначения применение высоковольтного электронного микроскопа ограничено несколькими научными центрами.

Разработаны еще более сложные способы получения изображений и микроаналитические методы анализа, которые дают возможность более глубокого изучения микроструктуры алюминия. Просвечивающий электронный микроскоп с очень высокой разрешающей способностью дает возможность непосредственного наблюдения кристаллической структуры алюминия, дефектов кристаллической решетки и ранних стадий образования зон в сплавах различных систем. Предельное разрешение и аналитические определения очень высокой степени точности возможны при использовании ионного микроскопа и атомного зондирования, которые дают возможность получить изображение и идентифицировать отдельные атомы. Применение этих приборов позволит в ближайшем будущем вести исследование сегрегаций легирующих элементов на границах зерен или других дефектов структуры.

3.4.1. Особенности структуры

Многие особенности структуры, наблюдаемые в световом микроскопе, можно более подробно исследовать в электронном микроскопе. Кроме того, электронный микроскоп дает возможность получить такую информацию, которая просто недоступна в световом микроскопе. Так, электронный микроскоп позволяет наблюдать, кроме обычной зеренной структуры, субзерна и дислокационную структуру и в случае необходимости определить кристаллографическую ориентировку, используя электронные дифрактограммы.

Границы зерен, наклонные к электронному лучу, обычно имеют вид полос, ширина которых может быть рассчитана в соответствии с используемым увеличением. Ширина полосы определяется углом между границей зерна и направлением падающего луча и углом наклона образца. Границы зерен по всей длине имеют четкое окаймление в виде бахромы, появление которого является результатом дифракции электронов. Количество и степень контраста такой бахромы меняются в зависимости от условий дифракции, т.е. от угла наклона образца.

Электронный микроскоп позволяет наблюдать сетки дислокаций, образующиеся в процессе деформации, и последующие изменения структуры, происходящие при возврате и рекристаллизации. Искажения решетки, связанные с дислокациями, вызывают изменения условий дифракции, создавая дислокационный контраст. Обычно дислокации выглядят как линии, которые выходят на поверхность образца; в некоторых случаях дислокации образуют петли и геликоиды. Наилучшим является темнопольное изображение дислокаций в слабом пучке. Полученное этим методом изображение дает представление о структуре материала с наибольшей степенью искажения решетки



Рис. 3.52. Игольчатые выделения β - Mg_2Si , зарождающиеся и растущие вблизи дислокаций в образце, закаленном и охлажденном до $270^\circ C$ (просвечивающий электронный микроскоп, теневое изображение в расходящемся пучке) (Alcan International Ltd.)

вблизи дислокаций. Указанный метод используется также для изучения полей деформации у зон Гинье — Престона и мельчайших когерентных выделений (рис. 3.52). Зоны представляют собой исключительно малые скопления растворенных атомов в твердом растворе и явля-

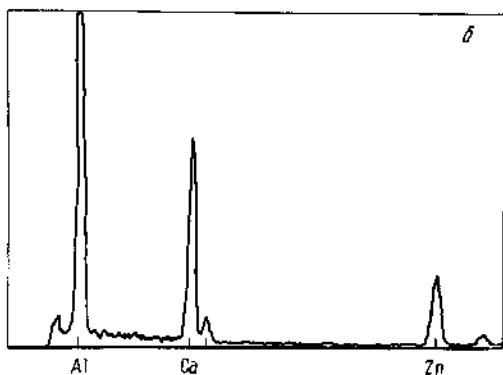
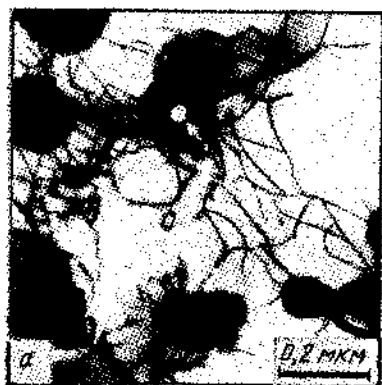


Рис. 3.53. Анализ мелких выделений методом электронной дифракции с помощью сканирующего просвечивающего электронного микроскопа (Alcan International Ltd.): *a* — стрелкой показана частица в сверхпластичном сплаве Al — Ca — Zn для микроанализа; *b* — спектр излучения, полученный с указанной стрелкой частицы

ются предшественниками выделений. Изучение мельчайших выделений и дисперсоидов часто проводят с помощью просвечивающего электронного микроскопа. Размер выделений и распределение частиц в субструктуре можно определить, используя стандартные методики. Частицы дисперсоидов часто располагаются по границам зерен и субзерен, на дислокациях или на поверхностях раздела с другими частицами. Частицы некоторых типов беспорядочно располагаются в матрице, хотя их зарождение может быть связано с точечными дефектами, например вакансиями.

Определенные частицы имеют свою характерную форму и могут быть идентифицированы именно по этому признаку. Если это невозможно или в случае необходимости более определенной идентификации, используется метод электронной дифракции на тонких фольгах, позволяющий получить информацию о кристаллической структуре, ориентировке и составе частиц (рис. 3.53). Микроанализ тонких фольг может быть также использован в некоторых случаях для определения концентрации элементов в твердом алюминиевом растворе. Высокая разрешающая способность (≤ 50 нм) просвечивающего сканирующего электронного микроскопа позволяет определить состав матрицы между частицами дисперсоидов. Этим же методом можно исследовать изменение концентрации элементов в приграничных зонах.

3.4.2. Электронная микроструктура деформируемых сплавов

Методом электронной микроскопии исследован широкий круг алюминиевых сплавов, описаны характерные типы микроструктур наиболее распространенных сплавов. В общем случае деформация алюминиевого сплава обычно связана с увеличением количества дислокаций. Строение и распределение образующейся при деформации субструктуры определяются степенью, температурой и скоростью деформации, а также зависят от других микроструктурных факторов — размера зерна, величины частиц и их распределения.

В алюминии промышленной чистоты (1XXX) небольшая степень холодной деформации приводит к образованию отдельных дислокаций, плотность которых низка (рис. 3.54). По мере увеличения степени деформации количество дислокаций возрастает и они концентрируются в клубки вдоль полос скольжения. При дальнейшей деформации увеличиваются количество клубков и их плотность и образуется ячеистая сетчатая структура, в которой сплетениями дислокаций окружены участки, относительно свободные от последних. В сплавах других систем наблюдаются аналогичные изменения дислокационной структуры, хотя могут быть и некоторые отклонения из-за присутствия легирующих элементов. Когда в сплаве до холодной деформации имеются крупные твердые частицы (≥ 1 мкм), вблизи них образуется высокая плотность дислокаций при деформации (рис. 3.55). В сплавах с плотным распределением дисперсных частиц ($\leq 0,1$ мкм) наблюдается тенденция к образованию полос скольжения и более гомогенному

распределению дислокаций. Если во время деформации в твердом растворе присутствуют такие элементы, как магний, подвижность дислокаций уменьшается вследствие взаимодействия с растворенными

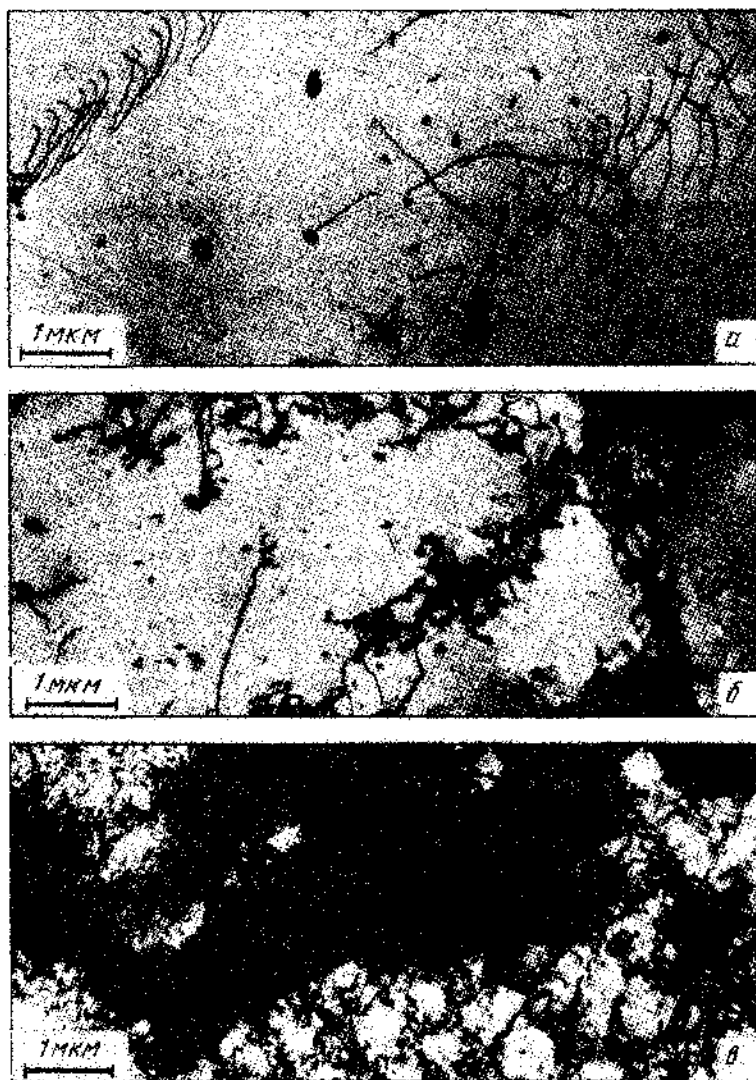


Рис. 3.54. Влияние деформации при холодной прокатке на дислокационную структуру алюминия 1XXX (Alcan International Ltd.):

а – холодная прокатка на 2 %, отдельные дислокации и полосы скольжения;
б – холодная прокатка на 5 %, ранние стадии образования сетчатой дислокационной структуры; в – холодная прокатка на 60 %, сетчатая дислокационная структура

атомами. Именно этим объясняются более стабильная дислокационная структура и способность к упрочнению при холодной деформации у таких сплавов, как 5182.

При термической обработке алюминиевых сплавов изменения микроструктуры вызывают соответствующие изменения свойств. Изменения микроструктуры зависят от состава сплава, технологии его изготовления, температуры и продолжительности процесса термообработки. Используемые в производстве алюминиевых сплавов виды термообработки могут быть связаны с многочисленными микроструктурными

Рис. 3.55. Участок с высокой плотностью дислокаций вокруг крупной частицы FeAl, в холоднокатаном образце, деформация на 20 %
(Alcan International Ltd.)



изменениями: растворением частиц, их укрупнением, выделением, изменениями в распределении и плотности дислокаций, образовании и миграции субграниц и границ зерен. Во многих случаях одновременно действуют несколько указанных факторов и их взаимодействие может привести, например, к тому, что образование выделений препятствует миграции субграниц.

В сплавах большинства систем наиболее важными микроструктурными изменениями являются изменения дислокационной структуры и субструктуры. В качестве примера можно рассмотреть изменения, происходящие при термообработке в структуре холоднокатаного сплава серии 1XXX. При низких температурах ($\leq 100^\circ\text{C}$) плотность дислокаций меняется незначительно. При более высоких температурах дислокации становятся подвижнее, перестраиваются в скопления с более низкой энергией, плотность дислокаций уменьшается вследствие их аннигиляции или выхода на поверхность. Дальнейшее повышение температуры ведет к превращению ячеистой дислокационной структуры в субструктуру с малыми углами разориентировки. Если температура достаточно высока, происходят образование рекристаллизованной структуры с весьма малой плотностью дислокаций, зарождение и быстрый рост новых зерен и разрушение субструктуры.

Описанные выше явления возврата и рекристаллизации могут иметь место в большинстве алюминиевых сплавов при определенных услови-

ях. Однако кинетика изменений микроструктуры и температуры, при которых они происходят, различны для каждого сплава и зависят от внешних условий. Поведение сплава при отжиге в значительной степени определяют размеры и распределение частиц и присутствие элементов в твердом растворе. Многие промышленные сплавы, поставляемые в полностью рекристаллизованном состоянии (состояние O), предназначены для операций формообразования (сплавы серий 1XXX, 3XXX и 5XXX). В ряде случаев для этой цели желательно иметь мелкозернистую структуру, поскольку при наличии крупных зерен на поверхности деталей при формообразовании образуется шероховатость, называемая "апельсиновой коркой". Для обеспечения мелкозернистой структуры часто необходим строгий контроль состава и технологических операций. Количество потенциальных зародышей рекристаллизации часто может быть связано с размером и распределением более крупных частиц в сплаве, а следовательно, может изменяться до некоторой степени благодаря гомогенизации. На рост этих потенциальных зародышей и превращение их в новые зерна существенно влияют размер и распределение мелких частиц дисперсоидов и в меньшей степени концентрация элементов в твердом растворе. В большинство сплавов вводят добавки марганца, хрома и циркония, которые образуют дисперсоиды, играющие роль антирекристаллизаторов (рис. 3.56). Задержку роста новых зерен может при определенных условиях обеспечить получение мелкозернистой структуры; если есть препятствия для роста первых нескольких зерен, задерживается рост и остальных зародышей.

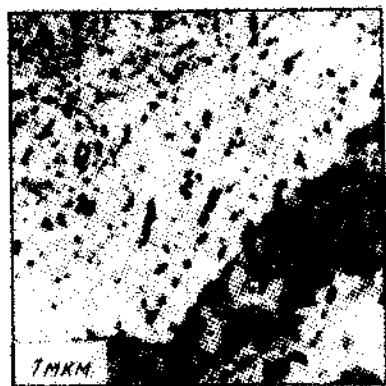


Рис. 3.56. Ранняя стадия рекристаллизации сплава 3003; образование новых зерен в субструктуре. Частицы дисперсоидов, содержащих марганец, сильно взаимодействуют с движущейся границей зерна и тормозят рекристаллизацию (Alcan International Ltd.)

Рис. 3.57. Нерекристаллизованная мелкозернистая структура сплава, стабилизированная частицами дисперсоидов, X7125 (Alcan International Ltd.)

Если сплав содержит достаточно большой объем соответствующих дисперсоидов, процесс рекристаллизации может быть в значительной степени подавлен. Разработаны сплавы с нерекристаллизующейся структурой, обладающие хорошим сочетанием технологических свойств и прочности (рис. 3.57). Сплав такого типа системы Al — Ca — Zn содержит высокую объемную долю мелкодисперсных выделений и обладает сверхпластичностью.

Во многих промышленно используемых сплавах, включая сплавы Al — Cu (серия 2XXX), Al — Mg — Si (серия 6XXX) и Al — Zn — Mg (серия 7XXX), целью термической обработки является обеспечение очень высокой плотности зон Гинье — Престона или выделений, повышающих предел текучести сплава вследствие взаимодействия с дислокациями. Типичным режимом термообработки сплавов указанных систем является первоначальный нагрев при температуре закалки, при котором происходит растворение определенных легирующих элементов.

Следующая операция — охлаждение, цель которого фиксация высокого уровня содержания растворенных элементов в пересыщенном твердом растворе. После охлаждения (закалки) сплав может быть подвергнут упрочняющей термообработке — старению для обеспечения необходимого состояния, хотя некоторые сплавы, в частности системы Al — Zn — Mg (серия 7XXX), значительно упрочняются при вылеживании при комнатной температуре (естественное старение).

Изменения микроструктуры, происходящие при закалке и в процессе старения сплавов этих систем, широко исследованы методом просвечивающей электронной микроскопии. При охлаждении нагретого до температуры закалки сплава происходят распад твердого раствора и образование дислокаций. Эти дислокации имеют вид геликоидов и петель или сплетений и образуются в результате закалочных напряжений и конденсации избыточных вакансий. Плотность дислокаций зависит от температуры закалки и содержания элементов в растворе, поскольку эти факторы влияют на концентрацию вакансий. Важную роль играет скорость охлаждения, так как она определяет температуру и длительность периода, при которых вакансии подвижны. Дислокации образуются также на составляющих или частицах дисперсоидов в результате разницы в уменьшении объема при охлаждении.

В идеальном случае для обеспечения максимального эффекта старения все растворенные элементы следовало бы удержать в твердом растворе посредством охлаждения. Этого можно достигнуть при очень быстром охлаждении, но для многих промышленных сплавов это невозможно и используются более низкие скорости охлаждения. По мере уменьшения скорости охлаждения увеличивается количество фаз, образующихся в результате распада твердого раствора. Фазы зарождаются в участках с гетерогенностью структуры, таких как границы зерен, дислокации или частицы дисперсоидов (рис. 3.58). Так, возможно образование выделений преимущественно по границам некоторых



Рис. 3.58. Выделения $MgZn_2$ в участках с гетерогенной структурой (Alcan International Ltd.):

a — по границам субзерен; *б* — на частицах марганцовистых дисперсоидов

зерен из-за их разориентации, а также на краевых и винтовых дислокациях. Поскольку границы зерен являются участками преимущественного распада, при последующем старении образуются приграничные

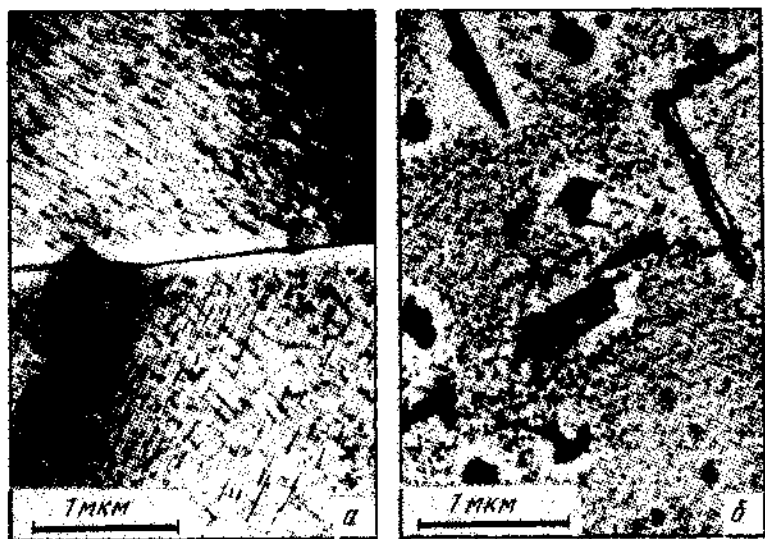


Рис. 3.59. Образование зоны, свободной от выделений, в образце, состаренном после медленного охлаждения от температуры закалки (Alcan International Ltd.): *a* — приграничная зона в сплаве серии 6XXX; *б* — участки вокруг частиц марганцовистых дисперсоидов в сплаве серии 7XXX

зоны, свободные от выделений; ширина этих зон зависит от скорости охлаждения при закалке (рис. 3.59, а).

Присутствие частиц дисперсоидов в сплаве может оказывать существенное влияние на характер структуры, образующейся при охлаждении, в частности эти частицы могут изменить дислокационную структуру закаленного материала. Кроме того, частицы дисперсоидов сами представляют места предпочтительного образования фаз (рис. 3.59, б). Соединения, содержащие Mn и Сг, являются наиболее активно действующими в этом отношении дисперсоидами в процессе охлаждения, а когерентные выделения частиц $ZrAl_3$ менее активны.

В процессе искусственного старения начинается выделение элементов из пересыщенного твердого раствора; прочность материала возрастает вследствие увеличения количества и размеров образующихся выделений. В конечном счете, прочность достигает своего максимального значения (пик старения) и дальнейшее перестаривание приводит к укрупнению выделений и снижению свойств.

Процесс образования выделений при старении может быть очень сложным, поскольку часто происходит образование промежуточных фаз. Например, в сплавах системы Al — Cu (серия 2XXX) старение обычно начинается с образования в матрице на плоскостях $\{001\}$

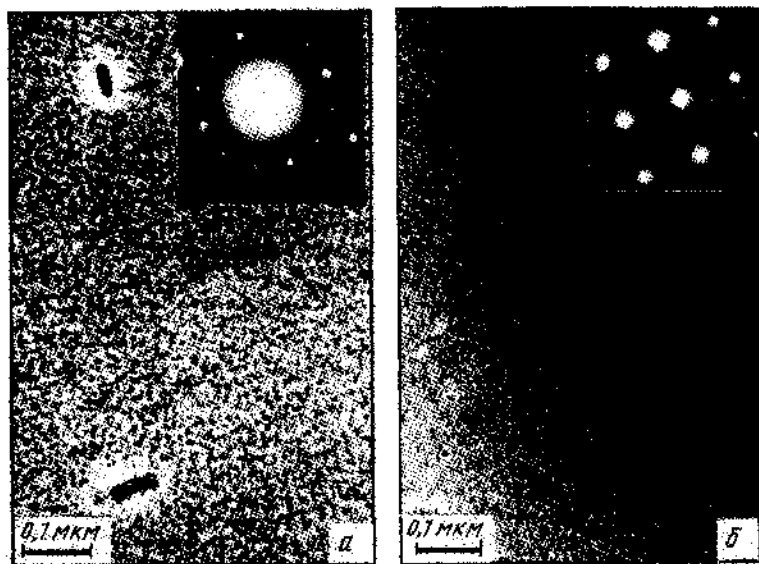


Рис. 3.60. Образцы термически упрочняемых сплавов в перестаренном состоянии (Alcan International Ltd.):

а — сплав серии 6XXX иглообразные выделения β - Mg_2Si , растущие в направлениях $\{100\}_{Al}$. Дополнительные рефлексы и тяжи на электронограмме связаны с появлением выделений и полями межфазных деформаций; б — сплав Al — 4 % Cu; пластинчатые выделения θ на плоскостях $\{200\}_{Al}$; появление тяжей на электронограмме связано с полями деформаций вокруг выделений

очень мелких и тонких пластинчатых зон Гинье — Престона. На этой стадии диаметр зон составляет около 10 нм, и они представляют собой слой атомов меди толщиной в одну плоскость. При дальнейшем старении зоны Гинье — Престона превращаются вначале в когерентную фазу θ'' , затем в частично когерентную фазу θ' и, наконец, в пластинчатые выделения фазы θ — CuAl_2 . Кинетика старения и до некоторой степени последовательность образования выделений зависят от диффузии атомов меди, количества вакансий, а также присутствия малых добавок таких элементов, как кадмий, индий или олово, которые взаимодействуют с вакансиями.

При старении сплавов системы Al — Zn — Mg (серия 7XXX) сначала образуются мелкие сферические зоны. В дальнейшем они растут в определенном кристаллографическом направлении и в структуре перестаренного материала имеют форму удлиненных частиц. В этих сплавах образуются фазы η' , χ , t и η , каждая из которых имеет свою кристаллографическую ориентацию. В этих системах малые добавки также влияют на кинетику старения и предпочтительное образование фаз. Например, малые добавки серебра (< 0,1 %) значительно ускоряют процесс старения. При старении сплавов системы Al — Mg — Si (серия 6XXX) происходит образование и рост в направлении [002] стержневидных выделений фазы Mg_2Si (рис. 3.60).

4. НАКЛЕП, ВОЗВРАТ, РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И РОСТ ЗЕРНА¹

Наклеп или деформационное упрочнение представляет собой последовательность операций деформации и (или) формообразование алюминия и его сплавов. Наклеп повышает прочность, достигаемую посредством закалки и дисперсионного упрочнения. В термически упрочняемых сплавах наклеп не только увеличивает прочность при старении, но также ускоряет процесс образования выделений (подробнее об этом см. гл. 5).

Полуфабрикаты, подвергнутые холодной деформации, могут быть снова возвращены в мягкое, пластичное состояние путем отжига. Отжиг снимает деформационное упрочнение и устраняет изменения микроструктуры, возникшие при холодной деформации. Предметом об-

¹ Эту главу переработали следующие авторы: Б.А.Риггс (B.A.Riggs, Kaiser Aluminum and Chemical Corp.), У.У.Берки (W.W.Berkey, Reynolds Metals Co), Д.Б.Кулп (D.V.Kulp, Anaconda Aluminum Co), Дж.К.МакБрайд (J.K.McBride, Alcoa Technical Center) и П.Р.Спэрри (P.R.Sperry, Consolidated Aluminum Corp.) Автором главы аналогичного содержания в третьем издании "Aluminum", 1967 г., США, является У.А.Андерсон (W.A.Anderson, Alcoa Research Laboratories).

суждения в данной главе являются структурные изменения и соответствующие им изменения свойств материала, происходящие при наклепе и отжиге.

4.1. НАКЛЕП

Холодная деформация широко применяется для получения нагартованных состояний термически неупрочняемых сплавов (табл. 4.1). Высокая степень нагартовки или полунагартованное состояние (состояние Н18) обычно соответствуют степени деформации около 75 %.

В состоянии Н19 нагартованные полуфабрикаты имеют гораздо более высокую прочность благодаря большей степени деформации. Состояния Н16, Н14 и Н12 соответствуют меньшим степеням холодной деформации, и они применяются для обозначения материала, нагартованного на 3/4, 1/2 и 1/4 соответственно. Сочетание нагартовки с частич-

Т а б л и ц а 4.1. Обозначение состояний для сплавов, упрочняемых нагартовкой

Обозначение состояния	Описание состояния
F	Непосредственно после изготовления. Степень деформации при нагартовке и механические свойства не контролируются
O	Отожженное, рекристаллизованное состояние с самой низкой прочностью и наиболее высокой пластичностью
H1	Нагартованное: Н12, Н14, Н16, Н18. Степень нагартовки указывается второй цифрой и изменяется от четвертьнагартованного состояния (Н12) до полунагартованного (Н18), для которого степень деформации составляет около 75 %
H2	Нагартованное и частично отожженное: Н22, Н24, Н26, Н28. Промежуточное состояние между четверть- и полунагартованным, достигаемое частичным отжигом нагартованного материала, исходная прочность которого выше необходимой
H3	Нагартованное и стабилизированное: Н32, Н34, Н36, Н38. Состояния для сплавов системы Al - Mg упрочняющихся при вылеживании при комнатной температуре, нагартованных и затем подвергнутых низкотемпературному нагреву для повышения пластичности и стабилизации механических свойств
H112	Нагартованное в процессе изготовления. Без специального контроля степени деформации, но механические свойства должны соответствовать минимальным значениям
H321	Нагартованное в процессе изготовления. Степень нагартовки контролируется при горячей и холодной деформации
H116	Специально нагартованное коррозионностойкое состояние для сплавов системы Al - Mg

ным отжигом используется для получения серии состояний: H28, H26, H24 и H22; степень нагартовки полуфабрикатов в этих состояниях выше необходимой для обеспечения желаемых свойств, поэтому для снижения прочности их подвергают частичному отжигу. Серия состояний, включающих нагартовку и стабилизирующий отжиг (H38, H36, H34 и H32), используется для сплавов системы Al — Mg. В нагартованном состоянии эти сплавы склонны к разупрочнению при вылеживании при комнатной температуре. Поэтому их, как правило, подвергают низкотемпературному нагреву для завершения процесса разупрочнения и обеспечения стабильных механических свойств и улучшенных технологических характеристик.

4.1.1. Структурные изменения

Деформация алюминия и его сплавов осуществляется посредством скольжения вдоль кристаллографических плоскостей. Наличие такого скольжения подтверждается на шлифах монокристаллов и крупнозернистого материала, отполированных перед деформацией. Линии скольжения и полосы деформации в некоторых сплавах можно наблюдать также, если при нагреве или в процессе старения происходит образование выделений вдоль этих линий и полос. На рис. 4.1. показаны полосы деформации и изменения формы зерен при деформации прокаткой.

Деформация изменяет и тонкую структуру материала, образуя дефекты структуры, которые можно наблюдать с помощью просвечивающего электронного микроскопа (разд. 3). Влияние различных степеней холодной деформации на тонкую структуру алюминия чистотой 99,99 % показано на рис. 4.2. На этих электронных микрофотографиях видны скопления дислокаций, образующих сетчатую структуру. Более высокие степени деформации создают большую плотность дислокаций и приводят к дальнейшему уменьшению размера ячейки дислокационной сетчатой структуры. Искажения кристаллической решетки, связанные с дислокациями, и напряжения, вызываемые взаимодействием дислокаций, являются основными причинами деформационного упрочнения при холодной деформации.

4.1.2. Механические свойства

Описанные выше изменения микроструктуры влияют на механические свойства алюминия и его сплавов, особенно на прочностные характеристики при растяжении. Кривые деформационного упрочнения нескольких термически неупрочняемых сплавов (рис. 4.3) показывают повышение прочности, связанное с холодной деформацией. Увеличение прочности сопровождается уменьшением пластичности, определяемой относительным удлинением, и снижением способности к формообразованию при таких операциях, как гибка и вытяжка. По этой причине нагартованные материалы обычно не применяются в случаях, когда необходимы высокие пластичность и технологичность при обработке

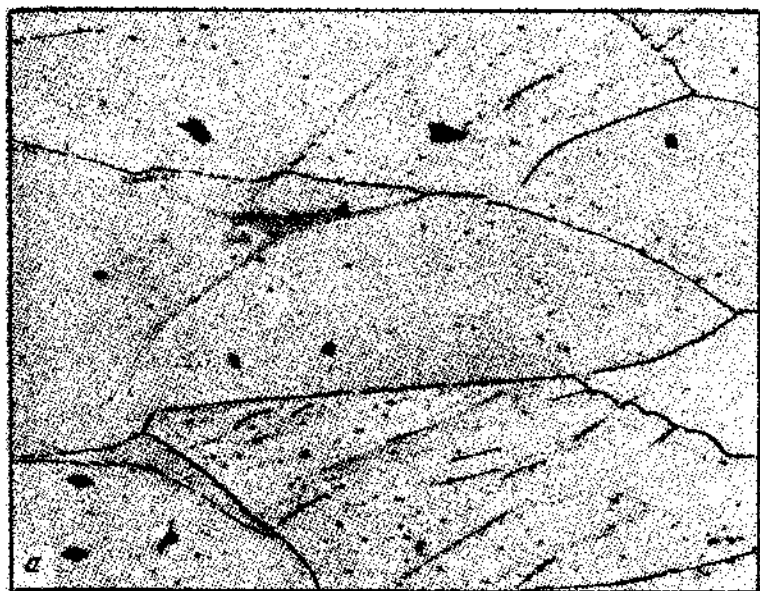


Рис. 4.1. Полосы деформации в сплаве Al – 2 % Cu:
а – деформация на 40 %; б – деформация на 80 %, $\times 100$

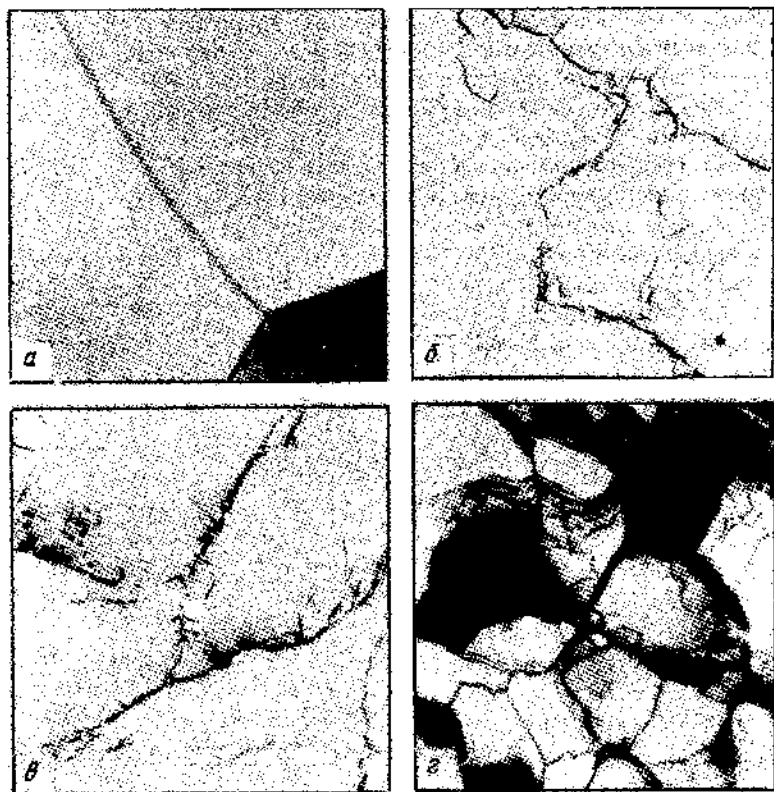


Рис. 4.2. Влияние холодной деформации на дислокационную структуру листового алюминия чистотой 99,99 %, просвечивающий электронный микроскоп, X14560 (Aluminum Company of America):
a — отожженное состояние; *б* — холодная деформация на 2 %; *в* — холодная деформация на 7 %; *г* — холодная деформация на 30 %

давлением. Исключение составляет сплав 3004-H19, используемый в нагартованном состоянии для изготовления консервных банок благодаря своей уникальной технологичности.

Влияние повышения степени легирования на механические свойства и величину деформационного упрочнения алюминия также показано на рис. 4.3. На этом рисунке представлены два типа сплавов: 1 — сплавы, легированные магнием, который в значительном количестве растворяется в алюминии, и 2 — сплав, содержащий марганец, выделяющийся из твердого раствора в виде алюминиево-марганцевых дисперсоидов. Графики рис. 4.3 показывают, что магний, находящийся в твердом растворе, упрочняет алюминий более эффективно, чем такое же количество марганца в виде мелкодисперсных частиц второй фазы. Из

приведенных графиков следует также, что легирование алюминия магнием или марганцем увеличивает степень деформационного упрочнения. Электронно-микроскопические исследования показывают, что более высокая степень упрочнения легированного алюминия связана с повышением плотности дислокаций.

Холодная деформация повышает сопротивление срезу, предел ползучести при низких температурах и предел усталости гладких образцов. Незначительно влияя на предел усталости надрезанных образцов, нагартовка увеличивает прочность надрезанных образцов при растяжении в такой же степени, как и предел прочности гладких образцов.

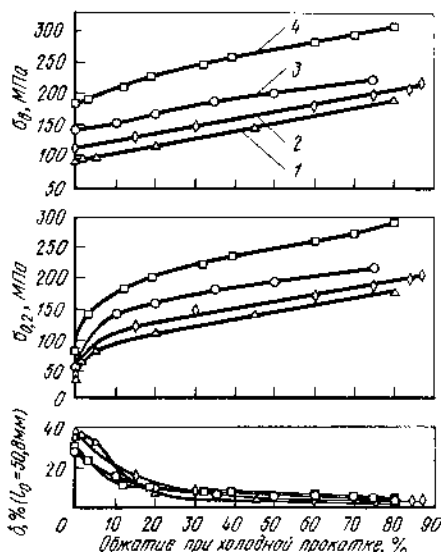


Рис. 4.3. Кривые сплавов (*Aluminum Company of America*):
 1 — 1100 (Al); 2 — 3003 (1,2% Mn);
 3 — 5050 (1,4% Mg); 4 — 5052
 (2,5% Mg)

Характеристики деформационного упрочнения термически упрочняемых сплавов в состояниях О и Т4 (разд. 5) сходны с термически неупрочняемыми сплавами. Кривая деформационного упрочнения сплава Al — Mg — Si (рис. 4.4) в состоянии Т4 характеризуется таким же быстрым начальным ростом предела текучести, эквидистантным изменению предела прочности, как и для термически неупрочняемых сплавов (см. рис. 4.3). В искусственно-старенном состоянии (Т6) прирост пределов текучести и прочности при нагартовке меньше, чем в состоянии Т4, кроме очень больших степеней деформации.

Применение нагартовки для повышения прочности термически упрочняемых сплавов ограничено. В основном это касается прессованных полуфабрикатов, проволоки, прутков, труб. Термически упрочняемые сплавы системы Al — Mg — Si широко используются в виде таких полуфабрикатов, которые подвергают волочению в термообработанном состоянии для повышения прочности и улучшения качества поверхности. Низкие пластичность и технологичность других искусственно стареющих сплавов ограничивают применение нагартовки для повышения прочностных свойств. Однако сплавы системы Al — Si после

ле закалки подвергают небольшой холодной деформации для увеличения эффекта искусственного старения (разд. 5).

Кривые деформационного упрочнения отожженных рекристаллизованных алюминиевых сплавов в координатах истинное напряжение —

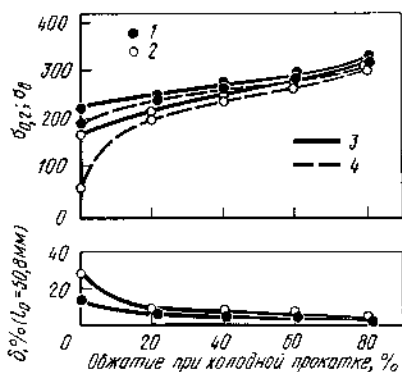


Рис. 4.4. Кривые наклепа сплавов 6063-T6 (1) и 6063-T4 (2) (Aluminum Company of America); 3 — предел прочности; 4 — предел текучести

истинная деформация близки к параболическим и могут быть описаны уравнением

$$\sigma = k\epsilon^n, \quad (1)$$

где σ — истинное напряжение; k — напряжение, соответствующее деформации, равной 1; ϵ — истинная или логарифмическая деформация¹; n — показатель степени деформационного упрочнения.

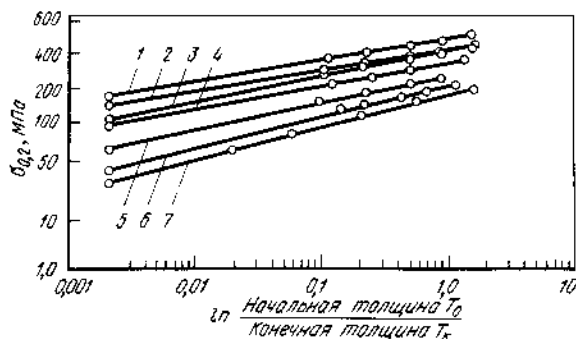


Рис. 4.5. Графики деформационного упрочнения отожженных сплавов 5456 (1), 5086 (2), 5454 (3), 5052 (4), 6061 (5), 1100 (6) и 3003 (7), построенные в соответствии с уравнением (1) (Aluminum Company of America)

¹ Истинная или логарифмическая деформация определяется как $\ln A_0/A_f$, где A_0 и A_f — начальная и конечная площади поперечного сечения образца. При прокатке листов без учета уширения логарифмическая деформация ϵ определяется как $\ln T_0/T_f$, где T_0 и T_f — начальная и конечная толщины листа.

Графики деформационного упрочнения нескольких отожженных алюминиевых сплавов, построенные в соответствии с уравнением (1), приведены на рис. 4.5.

С достаточной точностью можно утверждать, что в интервале степеней деформации, используемых при нагартовке, все сплавы подчиняются приведенной выше зависимости. Наклон кривых уменьшается по мере повышения исходной прочности сплава, что указывает на снижение значений n . В то же время значения k возрастают. Замеры графиков на рис. 4.5 показывают, что n уменьшается с 0,24 до 0,17, в то время как k увеличивается от 146 до 479 МПа.

Параметры деформационного упрочнения показаны в таблице.

Сплав	Показатель степени деформационного упрочнения n	Напряжение при деформации, равной 1 (k), МПа
1100-0	0,242	146
3003-0	0,242	188
6061-0	0,209	224
5052-0	0,198	281
5454-0	0,189	340
5086-0	0,193	368
5456-0	0,178	479

Скорость деформации может быть выражена в виде первой производной уравнения (1):

$$\frac{d\sigma}{d\epsilon} = nk\epsilon^{n-1}. \quad (2)$$

Термически неупрочняемые сплавы в холодно- или горячедеформированном состоянии имеют значительно более низкие скорости деформационного упрочнения по сравнению с отожженным материалом. Если деформация предварительно нагартованного материала равна ϵ_0 , то уравнение деформационного упрочнения принимает вид

$$\sigma = k(\epsilon_0 + \epsilon)^n. \quad (3)$$

Аналогичная ситуация имеет место в случае, когда нагартовке подвергается предварительно горячедеформированный материал. За величину деформационного упрочнения при горячей деформации или формообразовании принимается эквивалентное упрочнение при определенной степени холодной деформации. Величину эквивалентной холодной деформации для горячедеформированного материала можно установить, используя кривую деформационного упрочнения для отожженного состояния.

Характеристики деформационного упрочнения алюминиевых сплавов в большой мере зависят от температуры. Деформационное упрочнение при криогенных температурах выше, чем при комнатной. На рис. 4.6 приведены кривые наклепа сплава 1100, прокатанного при комнатной темпера-

туре и при -195°C . Повышение прочности в результате нагартовки при -195°C составляет около 40 %, однако при значительном снижении пластичности.

Исследования показывают, что предел текучести алюминиевых сплавов повышается с увеличением скорости деформации. При комнатной температуре влияние скорости деформации незначительно: для существенного повышения предела текучести необходимо изменение скорости деформации на несколько порядков [1]. При повышенных температурах относительный прирост предела текучести гораздо больше, что подтверждается графиками зависимости максимального сопротивления срезам при кручении от скорости деформации для сплава 3003 системы Al-Mn при различных температурах (рис. 4.7). Хотя предел текучести алюминия возрастает с увеличением скорости деформации, это нельзя рассматривать как безусловное увеличение деформационного упрочнения. Кроме случая ударного нагружения, влияние скорости деформации может быть скомпенсировано явлением возврата, вызванным нагревом за счет теплоты, выделяющейся при быстрой пластической деформации.

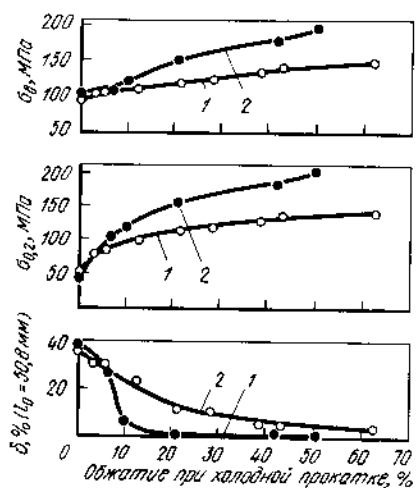


Рис. 4.6. Кривые деформационного упрочнения листов алюминия 1100-0, прокатанных при комнатной температуре (1) и -196°C (2)

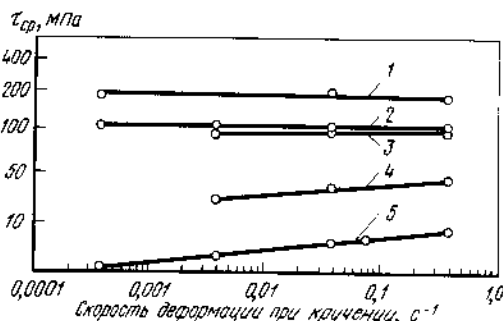


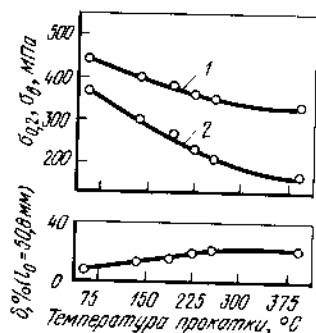
Рис. 4.7. Влияние скорости деформации и температуры на величину максимального касательного напряжения для сплава 3003-0 (Aluminum Company of America):

1 - (-195°C) ; 2 - 26°C ; 3 - 93°C ; 4 - 260°C ; 5 - 425°C

4.1.3. Деформация при повышенной температуре

Характеристики деформационного упрочнения алюминиевых сплавов при повышенных температурах зависят как от температуры, так и от скорости деформации [2]. На графиках рис. 4.8 показаны прочностные свойства сплава Al-5% Mg, прокатанного при различных температурах. Степень деформационного упрочнения постепенно снижается по мере повышения температуры прокатки до 370°C; при более высоких температурах

Рис. 4.8. Влияние температуры горячей прокатки на механические свойства плит сплава 5456 (прокатка с толщины 19 до 13 мм): 1 — предел прочности σ_B ; 2 — предел текучести $\sigma_{0,2}$



оно незаметно вообще. Полученные результаты подтверждаются на практике при многих производственных операциях, хотя закономерность изменения прочности от температуры деформации различна в зависимости от способа и степени деформации, длительности выдержки при температуре деформации и других факторов. Поковки, прессованные профили и в некоторых случаях плиты являются теми важными видами промышленных полуфабрикатов, окончательное формообразование которых производят при повышенных температурах.

Механизм пластической деформации алюминия и алюминиевых сплавов при горячем наклепе исследован достаточно полно [3, 4]. Величина деформационного упрочнения уменьшается при повышенных температурах вследствие разупрочнения путем термически активируемого возврата, происходящего во время деформации и непосредственно после нее. Исследования показывают, что при таком динамическом возврате образуется субструктура, сходная с имеющей место в предварительно холоднодеформированном алюминии после нагрева (рис. 4.9, б, в). В результате деформации при постоянной температуре и скорости (равномерная деформация) образуется субструктура, размер зерна которой зависит от скорости и температуры деформации. Сопротивление высокотемпературной деформации обратно пропорционально размеру образующихся субзерен. Чем ниже температура или выше скорость деформации, тем меньше размер субзерен и, следовательно, выше напряжение, вызывающее деформацию [3].

Быстрое охлаждение после горячей деформации может затормозить рекристаллизацию, при этом в материале сохраняется ранее образовав-

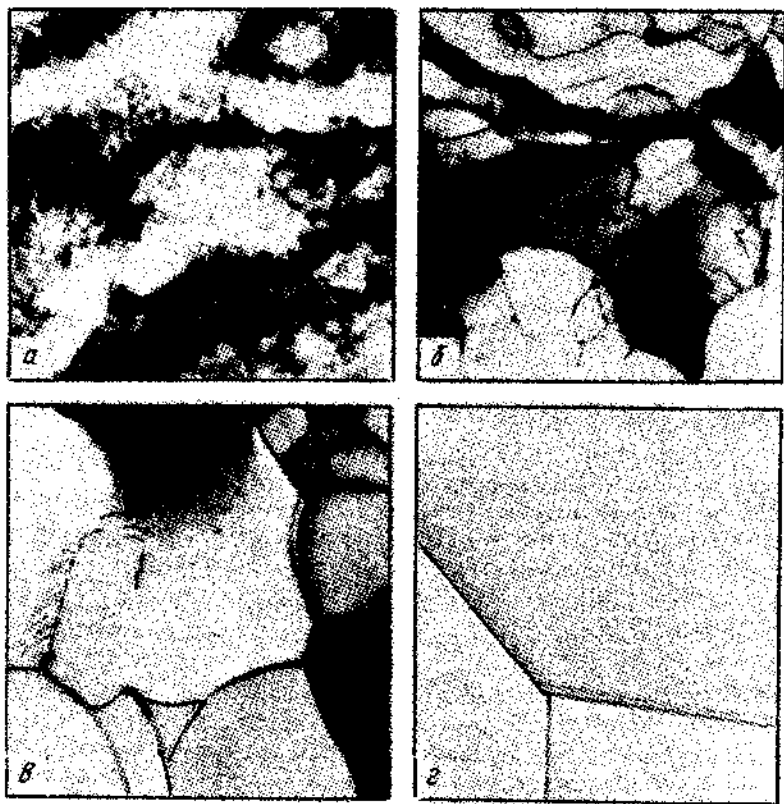


Рис. 4.9. Микроструктура листов сплава Al – 5 % Mg, холоднокатанных с обжатием 75 % (а) и после отжига при 345 °С в течение 1 мин (б), 5 мин (в) и 1 ч (г); просвечивающий электронный микроскоп, $\times 21420$

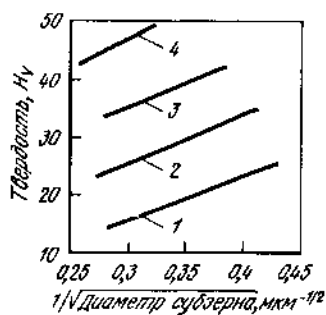


Рис. 4.10. Зависимость между твердостью при комнатной температуре и размером субзерна для алюминия и сплавов Al – Mg [4]:
 1 – Al; 2 – Al – 0,33 % Mg; 3 – Al – 1 % Mg; 4 – Al – 2 % Mg

шая субструктура. В этом случае прочностные свойства горячедеформированного алюминия при комнатной температуре зависят от размера субзерен. На рис. 4.10 показана такая зависимость на примере твердости алюминия и нескольких двойных сплавов системы Al—Mg. Прочность материала с субструктурой выше, чем у полностью рекристаллизованного, при одинаковом составе.

Физические и химические свойства алюминия и его сплавов изменяются под влиянием нагартовки. Как правило, эти изменения малы и представляют чисто научный интерес. В некоторых случаях нагартовка имеет практическое значение благодаря значительному повышению сопротивления коррозионному растрескиванию под напряжением (гл. 7).

Нагартовка незначительно влияет на электропроводность алюминия, значения которой для многих алюминиевых сплавов в нагартованном состоянии ниже, чем в закаленном или полностью термообработанном. Типичная электропроводность проводникового алюминия составляет 63 % от электропроводности международного медного эталона в отожженном состоянии и 62,5 % в нагартованном состоянии H19.

Холодная деформация несколько уменьшает плотность, это снижение составляет около 0,2 % для сильно нагартованного алюминия [5]. Информация о влиянии нагартовки на плотность других сплавов очень ограничена. Данные табл. 4.2 показывают, что плотность нагартованных входную сплавов системы Al—Mg меняется в большей степени по сравнению с чистым алюминием. Это позволяет предположить, что магний увеличивает число дислокаций и точечных дефектов, образующихся при холодной деформации.

Дислокации и точечные дефекты, имеющиеся в металле после холодной деформации, повышают его внутреннюю энергию. Эта накопленная энергия, являющаяся движущей силой для структурных превращений при отжиге, может быть замерена специальными приборами. Экспериментальные данные показывают, что величина накопленной энергии постепенно возрастает с повышением степени деформации и составляет около 13 и

Таблица 4.2. Плотность нагартованных сплавов системы*

Сплав	Плотность, г/см ³		Изменение плотности, %
	отожженное состояние	нагартовка на 80 %	
Al	2,7011	2,7006	-0,018
Al-1 % Mg	2,6883	2,6877	-0,022
Al-2,4 % Mg	2,6696	2,6687	-0,034
Al-4,4 % Mg	2,6450	2,6430	-0,076

* По данным Aluminum Company of America.

16 кДж/кг-атом (3 и 4 кал/г-атом) для средне- и сильнонагартованного алюминия соответственно [6].

Холодная деформация оказывает незначительное влияние на модуль упругости алюминия и его сплавов. Причиной этих несущественных изменений является разница в текстуре и кристаллографической ориентации. В результате такие упругие константы, как модули сдвига и упругости, имеют одинаковые значения в отожженном и нагартованном состояниях.

Нагартовка влияет на неупругие свойства материала — внутреннее трение и демпфирующую способность. Демпфирующая способность у отожженного алюминия выше, чем у нагартованного, однако величина ее зависит от условий испытания и величины приложенного напряжения. При высоком приложенном напряжении и наличии механического гистерезиса демпфирующая способность отожженных сплавов выше по сравнению с нагартованными. Если действующее напряжение мало, а механический гистерезис отсутствует, холодная деформация может повышать демпфирующую способность.

Как правило, нагартовка очень незначительно изменяет химические свойства алюминия, и ее действие является вторичным, поскольку при холодной деформации изменяется структура сплава. Можно предположить, что в нагартованном состоянии скорость реакции алюминиевых сплавов в определенных коррозионноактивных средах будет выше из-за более высокого уровня энергии, накопленной в результате деформации. Однако экспериментальные данные показывают, что холодная деформация незначительно влияет на коррозионную стойкость большинства алюминиевых сплавов в различных коррозионных средах.

В некоторых особых случаях возможно снижение коррозионной стойкости определенных алюминиевых сплавов под влиянием холодной деформации (гл. 7). Холодная деформация может вызывать остаточные растягивающие напряжения и, как следствие, коррозионное растрескивание некоторых термически упрочняемых сплавов в коррозионно активных средах. В термически неупрочняемых сплавах системы Al—Mg холодная деформация может вызвать или ускорить процесс образования выделений по границам зерен; по этой причине сплавы с содержанием Mg > 4% становятся чувствительными к коррозионному растрескиванию под напряжением. Обычно только длительное вылеживание при комнатной температуре или нагрев при повышенных температурах приводят к интенсивному распаду по границам зерен, вызывающему склонность к коррозии под напряжением. Однако для большинства промышленных сплавов системы Al—Mg степень холодной деформации намеренно ограничивается и для применения рекомендуются только специальные коррозионно-стойкие состояния.

4.2. ОТЖИГ

Дислокационная структура, образующаяся при холодной деформации алюминия, менее стабильна, чем в отожженном состоянии. Поэтому она имеет тенденцию к превращению в более стабильное состояние. В алюминии, очищенном зонной плавкой, такое превращение может происходить при комнатной температуре, в то время как аналогичные изменения структуры в алюминии более низких сортов и в промышленных алюминиевых сплавах имеют место только в процессе отжига при повышенных температурах. Одновременно с изменением структуры меняются различные свойства, на которые влияет холодная деформация. Эти изменения проходят в несколько стадий в соответствии с длительностью и температурой нагрева и позволяют составить представление о различных механизмах отжига или процессах, происходящих при этом. Первый из них, имеющий место при наиболее низких температурах и коротких выдержках, известен как возврат.

4.2.1. Возврат

Структурные изменения на ранних стадиях возврата обычно трудно обнаружить с помощью обычного металлографического анализа. Исследования методами дифракции рентгеновских лучей и просвечивающей электронной микроскопии показывают, что в процессе возврата количество дислокаций значительно уменьшается, и путем их перестройки образуется

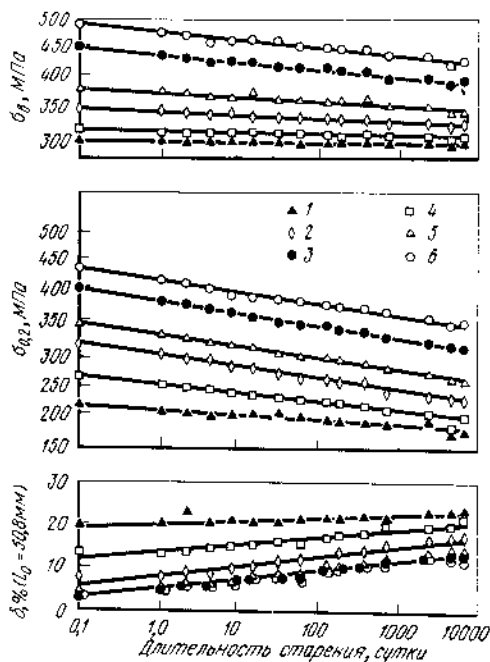


Рис. 4.11. Кривые изотермического отжига для листов алюминия 1100-N18

1 - холодная прокатка с обжатием 5%; 2 - состояние N12; 3 - состояние N16; 4 - холодная прокатка с обжатием 10%; 5 - состояние N14; 6 - состояние N18

субструктура с границами субзерен в виде стенок или групп дислокаций. На рис. 4.9 показано последовательное превращение структуры при отжиге сплава Al-5% Mg. Первую стадию процесса возврата иногда рассматривают как полигонизацию. При увеличении температуры и длительности нагрева полигонизация практически заканчивается и начинается постепенный рост субзерен. На этой стадии границы многих зерен полностью освобождаются от сплетений дислокаций.

Уменьшение плотности дислокаций при возврате приводит к снижению прочности и изменению других свойств. Влияние возврата на прочностные свойства сплава 1100 показано на рис. 4.11. При температурах до 230°C разупрочнение происходит по механизму возврата и характеризуется быстрым начальным снижением прочности и медленным, асимптотическим характером дальнейшего ее изменения. Поведение других алюминиевых сплавов при возврате аналогично описанному выше, хотя оно зависит и от состава сплава. В сплавах системы Al-Mg наблюдается повышенная тенденция к возврату.

Возврат сопровождается изменением и других свойств холоднодеформированного алюминия. Электропроводность возрастает, в то время как внутренние напряжения, запас накопленной энергии и ширина линий рентгенограммы уменьшаются. Как правило, некоторое изменение свойств можно наблюдать уже при температурах от 93 до 120°C. С повышением температуры амплитуда изменений увеличивается. Полное устранение последствий холодной деформации происходит только при рекристаллизации.

Нагартованные сплавы системы Al-Mg представляют собой особую проблему промышленной значимости ввиду их разупрочнения при вылеживании при комнатной температуре (естественного старения). На рис. 4.12 приведены графики разупрочнения сплава Al-6% Mg; видно,

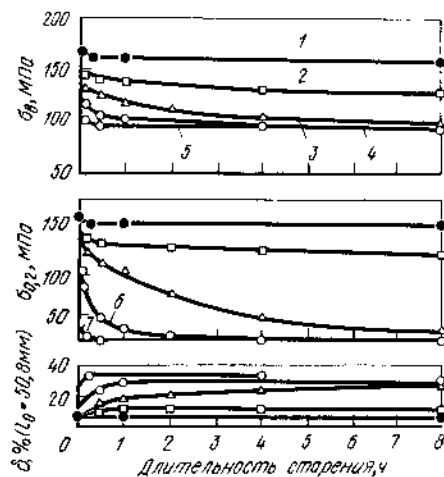


Рис. 4.12. Кривые старения нагартованных листов сплава Al-6% Mg при различных температурах (Aluminum Company of America):
 1 - 150°C; 2 - 230°C; 3 - 260°C;
 4 - 290°C; 5 - 345°C; 6 - начало рекристаллизации; 7 - конец рекристаллизации

что процесс разупрочнения усиливается с повышением степени холодной деформации и содержания магния в сплаве.

Электронно-микроскопический анализ сильнагартованных сплавов показывает, что плотность дислокаций в процессе разупрочнения при комнатной температуре не изменяется. По-видимому, снижение внутренней энергии материала происходит путем взаимодействия и релаксации дислокаций в сплетениях без заметного уменьшения их количества.

Ввиду того что разупрочнение при вылеживании затрудняет гарантирование минимальных свойств нагартованных сплавов системы Al—Mg, в практике производства вместо естественного старения для ускорения разупрочнения и повышения пластичности применяют кратковременный нагрев при 120—175°C. При этом обеспечивается также полная стабильность свойств. Материал, прошедший такую обработку, обозначается НЗХ (см. табл. 4.1).

4.2.2. Рекристаллизация

Рекристаллизация характеризуется постепенным образованием новых зерен, которые выявляются обычным металлографическим анализом с помощью светового микроскопа (рис. 4.13). Структура, полученная в процессе рекристаллизации, гораздо менее напряжена, в ней наблюдаются только отдельные дислокации внутри зерен и нет дислокационных скоплений на границах. Обычно рекристаллизация происходит при более длительных выдержках или более высоких температурах нагрева, чем возврат, хотя часто имеет место совмещение этих процессов. Металлографические исследования показывают, что рекристаллизованные зерна образуются посредством роста отдельных субзерен в деформированной структуре после возврата [7].

Степень рекристаллизации зависит от продолжительности и температуры нагрева [8]. Температурно-временная зависимость начала и конца рекристаллизации в листах сплава 1100 показана на рис. 4.14. Эта зависимость может быть выражена в виде уравнения скорости типа

$$1/t = ke^{-a/T}, \quad (4)$$

где t — время; T — абсолютная температура; e — основание натурального логарифма; k и a — постоянные для каждого сплава и состояния.

Постоянная a может быть заменена выражением: Q/R , где R — газовая постоянная, а Q — энергия, сходная с энергией активации. Величина Q считается равной около 214 кДж/моль для алюминия промышленной чистоты [9]. Поведение алюминиевых сплавов при рекристаллизации обычно достаточно хорошо согласуется с уравнением (4), за исключением случаев, когда при температурах отжига происходит растворение или выделение интерметаллических фаз.

На рекристаллизацию влияют также степень и температура деформации. Обычно с повышением степени деформации уменьшаются температура и продолжительность процесса рекристаллизации. Сведения о влиянии тем-

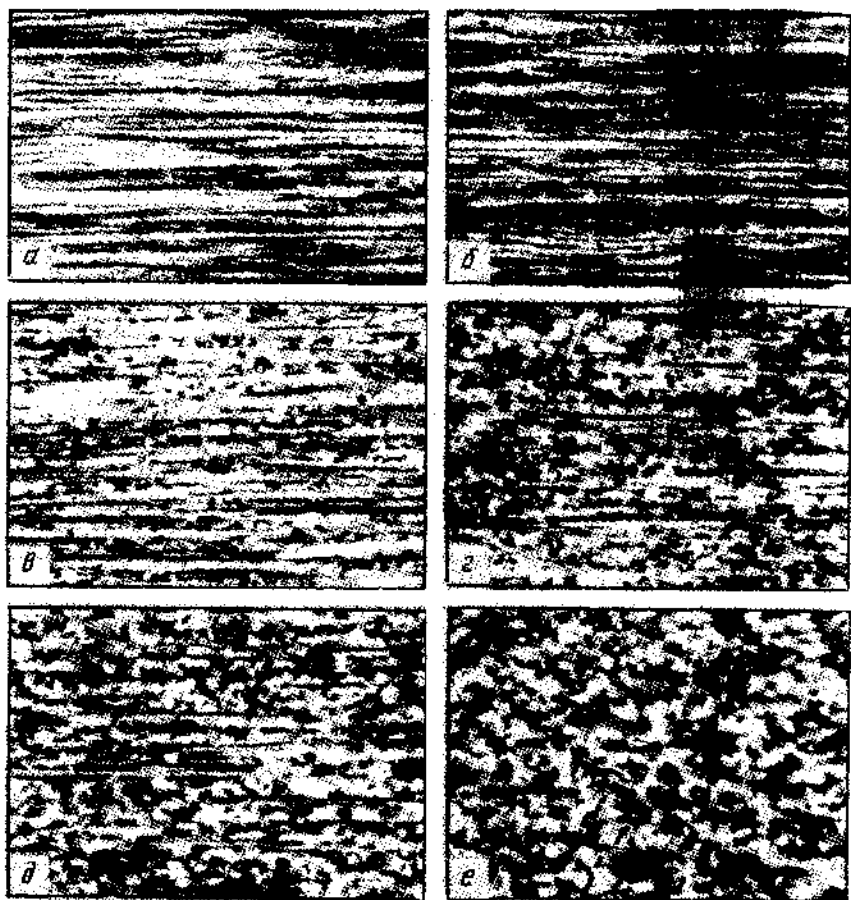


Рис. 4.13. Изменение микроструктуры листов сплава 5182-H19 в процессе рекристаллизации при отжиге при 245°C , $\times 120$ (B.A.Riggs, Kaiser Aluminum and Chemical Corp.) :

a — холодная прокатка; *б* — 245°C , 1 ч; *в* — то же, 2 ч; *г* — то же, 3 ч; *д* — то же, 4 ч; *е* — то же, 7 ч

температуры деформации неточны, однако рекристаллизация затрудняется при повышении температуры. Сплавы, деформированные при температурах выше 400°C , как правило, очень трудно рекристаллизуются.

Химический состав сплава влияет на рекристаллизацию, что особенно заметно на примере алюминия высокой чистоты: почти любые примеси или легирующие элементы вызывают значительное повышение температуры рекристаллизации. Однако при содержании легирующего элемента выше предела растворимости влияние состава на рекристаллизацию

усложняется. Дисперсные фазы в алюминии могут ускорять или замедлять процесс рекристаллизации в зависимости от их размера, взаимного расположения и стабильности при температуре отжига [10].

На графиках рис. 4.15 показано влияние увеличения содержания железа на рекристаллизацию алюминия высокой чистоты. Для большинства низколегированных сплавов все железо, содержащееся в сплаве, находится в

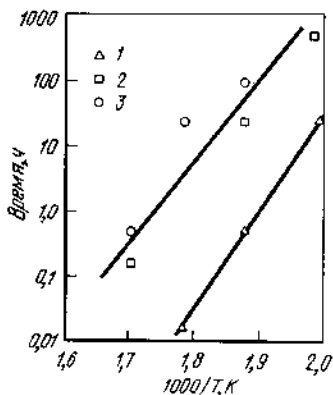


Рис. 4.14. Температурно-временная диаграмма рекристаллизации листов алюминия 1100-H18 (Aluminum Company of America):

1 – начало рекристаллизации; 2 – неполная рекристаллизация; 3 – конец рекристаллизации

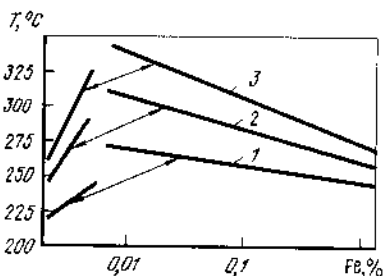


Рис. 4.15. Температуры различных стадий рекристаллизации при постоянной выдержке (1ч) в зависимости от содержания железа для сплавов Al – Fe высокой чистоты, холоднокатаных с обжатием 60% [11]:

1 – начало рекристаллизации; 2 – рекристаллизация на 50%; 3 – конец рекристаллизации

твердом растворе, и с увеличением концентрации твердого раствора температура рекристаллизации повышается. При повышении содержания железа свыше предела растворимости наблюдается обратная картина и в матрице появляются дисперсные выделения фазы $FeAl_3$. Объемная доля этих выделений возрастает с ростом концентрации железа при соответствующем снижении температуры рекристаллизации. Узкий интервал температур рекристаллизации можно связать с повышенной скоростью образования новых зерен при увеличении количества дисперсных частиц $FeAl_3$ диаметром от 0,6 до 2,2 мкм [11].

При определенном размере зерна ($\leq 0,1$ мкм) и расстоянии между частицами $\leq 1,5$ мкм рекристаллизация может быть замедлена благодаря тому, что дислокационная структура деформированного металла закрепляется и стабилизируется частицами выделений [12]. В исключительных случаях температура рекристаллизации может быть повышена до $500^\circ C$ [13], при этом возможно образование более крупнозернистой структуры,

чем обычно. Однако в промышленных алюминиевых сплавах, изготавливаемых по принятой технологии, как правило, не образуются ультрамелкие дисперсионды, в присутствии которых столь существенно повышается температура рекристаллизации. Типичный интервал температур рекристаллизации для промышленных алюминиевых сплавов соответствует 340–410°C, и для значительного повышения температуры рекристаллизации необходимо использование необычных технологических приемов, например очень высоких скоростей охлаждения при кристаллизации.

Размер рекристаллизованного зерна является важной структурной характеристикой и контролируемой величиной. Для каждого конкретного сплава одним из наиболее важных факторов, влияющих на размер зерна, оказывается степень холодной деформации (рис. 4.16). При небольших степенях деформации размер рекристаллизованного зерна относительно велик. По мере увеличения степени холодной деформации размер зерна асимптотически уменьшается со скоростью, зависящей от состава сплава, технологии изготовления материала и условий отжига. Рекристаллизация не происходит, если степень холодной деформации ниже определенной минимальной величины при данных технологии производства и условиях отжига. При этой критической степени деформации имеет место образование наиболее крупнозернистой рекристаллизованной структуры при определенных условиях нагрева.

Размер рекристаллизованного зерна в алюминиевых сплавах существенно зависит от скорости нагрева до температуры отжига. Из рассмотрения графиков рис. 4.16 следует, что при медленном нагреве размер зерна больше, чем при быстром. Влияние температуры отжига также показано на рис. 4.16. Более высокая температура отжига снижает критическую степень деформации при рекристаллизации, но незначительно влияет на связь между размером зерна и степенью деформации или скоростью нагрева.

Во многих горячедеформированных полуфабрикатах, особенно из высокопрочных сплавов, рекристаллизация может быть заторможена даже

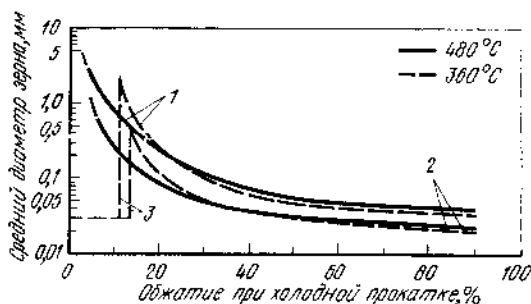


Рис. 4.16. Размер зерна в листах алюминия 1100 после отжига (360 или 480°C) (Aluminum Company of America) :

1 — медленный нагрев; 2 — быстрый нагрев; 3 — критическая степень деформации

при температурах нагрева под закалку. Однако в этом случае в приповерхностных слоях на небольшой глубине можно обнаружить крупные рекристаллизованные зерна¹. Единственным объяснением такой структуры является более высокая степень деформации поверхностных слоев по сравнению с сердцевиной (рис. 4.17). Таким образом, в процессе деформации имеет место эффективный градиент деформационного упрочнения,

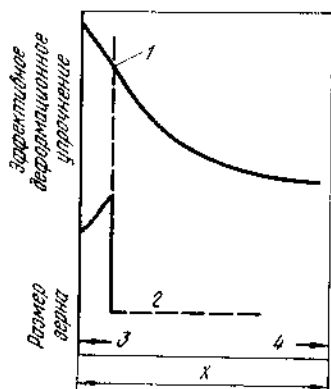


Рис. 4.17. Частичная рекристаллизация в горячедеформированных полуфабрикатах (P.R.Sperry):

- 1 — критическая степень деформации;
- 2 — нерекристаллизованный материал;
- 3 — поверхность изделия; 4 — центральная плоскость или ось изделия

благодаря чему возможны колебания в величине критической степени деформации, необходимой для прохождения рекристаллизации при выбранных температуре и продолжительности нагрева. Выдержка при температуре горячей деформации после ее проведения или последующий повторный нагрев могут вызвать рекристаллизацию в поверхностных слоях при степенях деформации, превышающих критическую. В этих условиях рекристаллизованные зерна будут очень крупными.

Размер рекристаллизованного зерна зависит также от состава сплава. В общем, легирующие элементы и примеси, такие как медь, железо, магний и марганец, уменьшают размер зерна. Влияние таких элементов, как хром, железо и марганец, имеющих ограниченную растворимость в твердом алюминии, зависит от структуры составляющих, которые они образуют друг с другом и с другими элементами, и от распределения последних в структуре. Это особенно заметно на примере марганца [14]. Распределение этих элементов определяется условиями литья слитков, предварительным нагревом слитков перед деформацией (разд. 5) и другими технологическими факторами. Указанные операции в производстве подвергают специальному контролю, чтобы обеспечить такое распределение составляющих, которое позволило бы получить мелкозернистую структуру.

Рекристаллизованные зерна в деформируемых алюминиевых сплавах сильно различаются по форме: в алюминии промышленной чистоты и в

¹ Так называемый крупнокристаллический ободок (Прим. ред.).

низколегированных сплавах они почти равноосные, в высоколегированных сплавах очень вытянутые или чечевицеобразные. На форму зерна влияют главным образом такие элементы, как марганец, хром и цирконий, которые неравномерно распределены в исходном литом материале и образуют очень мелкодисперсные частицы, обычно порядка около 0,1 мкм или меньше. В деформированной структуре дисперсоиды располагаются в виде перемежающихся полос или слоев. Эти полосы препятствуют росту зерен при рекристаллизации, за счет чего в высоколегированных сплавах они приобретают вытянутую форму.

В процессе рекристаллизации происходят дальнейшие изменения свойств деформированного металла, в котором прошел возврат. Эти изменения продолжаются при отжиге до полного завершения рекристаллизации.

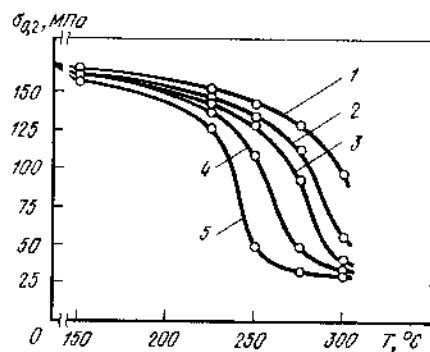


Рис. 4.18. Кривые отжига листов алюминия 1100-H18 (*Aluminum Company of America*):
1 — 1 мин; 2 — 5 мин; 3 — 10 мин; 4 — 1 ч; 5 — 8 ч

Полученный в результате рекристаллизации материал отличается от исходного недеформированного размером зерна и предпочтительной ориентировкой (текстурой). В термически упрочняемых сплавах отжиг может сопровождаться образованием выделений и изменением концентрации твердого раствора (разд. 5).

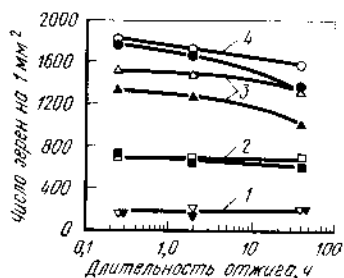
Изменение свойств при изотермическом отжиге и время, необходимое для начала рекристаллизации, показаны на графиках рис. 4.11. Зависимость между рекристаллизацией и разупрочнением лучше видна на изохронах рис. 4.18, из которых следует, что рекристаллизация изменяет наклон кривых разупрочнения и увеличивает скорость отжига. Скорость отжига возрастает приблизительно по экспоненциальному закону с увеличением температуры. При более высокой степени предварительной холодной деформации отжиг проходит при более низкой температуре. Рекристаллизация сопровождается дальнейшим уменьшением внутренней энергии материала, что подтверждается специальными замерами [6], а также полным снятием остаточных напряжений.

4.2.3. Собирательная рекристаллизация¹

Дальнейший нагрев может вызвать рост зерен, протекающий по-разному. При так называемом "нормальном" росте происходит равномерное однородное укрупнение структуры путем постепенного исчезновения малых зерен с неблагоприятными формами или ориентациями относительно соседних зерен. Указанный процесс легко происходит в алюминии высокой чистоты и в сплавах со структурой твердого раствора и может вызвать образование относительно крупного зерна. Росту зерен способствуют мелкозернистая рекристаллизованная структура, высокие температура и скорость нагрева. Укрупнение зерна по описанному механизму имеет место и в промышленных алюминиевых сплавах, но оно в значительной степени тормозится примесными фазами и интерметаллическими соединениями таких элементов, как марганец и хром, которые, блокируя границы зерен, препятствуют их дальнейшему продвижению. В листовом алюминии марки 1100 с рекристаллизованной структурой некоторое укрупнение зерна происходит только при очень малом размере исходного зерна, но в материале, содержащем 200–700 зерен на 1 мм^2 , оно незначительно (рис. 4.19). Такая зернистость типична для большей части промышленных листов сплава 1100 в состоянии 0.

Рис. 4.19. Влияние длительности и температуры отжига (360 и 680°C) на рост зерна в листах алюминия 1100-0 с разным размером исходного зерна (Aluminum Company of America):

1 – 200 зерен/ мм^2 ; 2 – 700 зерен/ мм^2 ;
3 – 1600 зерен/ мм^2 ; 4 – 1900 зерен/ мм^2 ;
белые значки – 360°C ; черные значки – 680°C



В ряде случаев возможен другой механизм роста зерен, в частности путем ускоренного роста очень небольшого количества зерен в рекристаллизованном металле. Обычно это наблюдается при очень высоких температурах, при этом диаметр зерен может достигать нескольких миллиметров. По-видимому, в этом случае тормозящее влияние таких элементов, как железо, марганец и хром, исчезает или уменьшается из-за растворения или изменения размеров и формы частиц [15]. Благодаря высоким температурам некоторые зерна, которые преодолевают это сдерживающее влияние, быстро растут и поглощают другие потенциальные центры роста. Так образуется небольшое число очень крупных зерен. Для большинства сплавов высокие температуры не являются единственной причиной указанного

¹ Дословный перевод подзаголовка: "Рост зерен после рекристаллизации" (Прим. ред.).

процесса. Другими факторами, способствующими росту зерен, являются малый размер исходного зерна и хорошо развитая текстура рекристаллизации.

4. 3. КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕКСТУРА

4.3.1. Текстура прокатки

В литой структуре алюминия отсутствует определенная направленность структуры, за исключением случаев образования столбчатых кристаллов. При горячей или холодной деформации вместо литой структуры образуются кристаллографические текстуры, в которых значительное число деформированных зерен имеет определенную ориентацию. Текстуры, образующиеся при деформации в алюминии, обычно связаны с определенными кристаллографическими плоскостями и направлениями. При комнатной температуре скольжение происходит по плоскостям $\{111\}$ в направлениях $\langle 110 \rangle$ [16]. Деформация в системе этих плоскостей вызывает постепенный поворот деформированных зерен в определенных направлениях по отношению к поверхности полуфабриката и направлению деформации.

Кристаллографическая текстура листа может быть точно описана с помощью полюсных фигур, представляющих собой стереографические проекции полюсов плоскостей скольжения $\{111\}$ [116]. На рис. 4.20 показаны полюсные фигуры, полученные на холоднокатаных листах двух алюминиевых сплавов, прокатанных с высокими степенями деформации. Штриховкой показана плотность распределения полюсов относительно R -плотности распределения полюсов в материале с беспорядочно ориентированной структурой (R).

Окончательная текстура в материале, который подвергнут высоким степеням деформации, зависит от вида технологического процесса, изменения формы полуфабриката и в меньшей степени от состава сплава. В

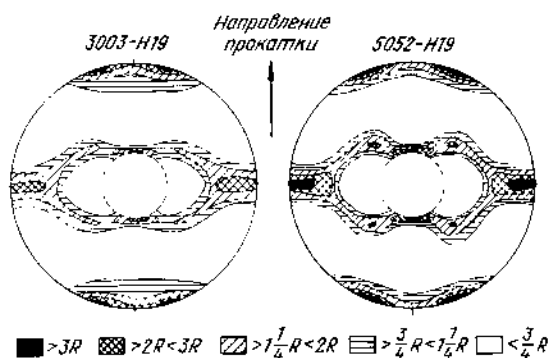


Рис. 4.20. Полюсные фигуры $\{111\}$ для текстуры прокатки листов сплавов 3003-H19 и 5052-H19. Штриховкой показана плотность распределения полюсов относительно плотности распределения полюсов в материале с беспорядочно ориентированной структурой (R) (Aluminum Company of America)

холоднокатаном листе текстура деформации (см. рис. 4.20) представляет собой смесь трех идеальных текстур: (110) $[\bar{1}12]$, (112) $[111]$ и (123) $[121]$. Следствием образования текстур при различных технологических операциях является анизотропия свойств. Обычно в алюминии и его сплавах степень анизотропии гораздо меньше, чем в металлах с гексагональной структурой и в некоторых других металлах с кубической решеткой.

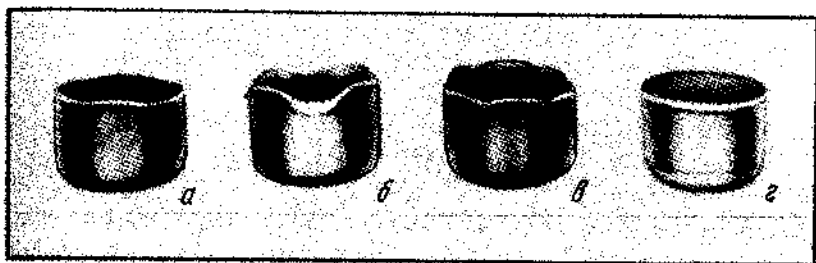


Рис. 4.21. Фестонистость относительно направления прокатки в алюминиевых стаканчиках, полученных глубокой вытяжкой со степенью деформации 57 %

(W.W.Berkey, Reynolds Metals Co.):

a – 90°; *б* – 45°; *в* – 90 и 45°; *г* – фестонистость отсутствует

Основной проблемой, связанной с анизотропией в алюминиевых сплавах, является образование фестонов в процессе глубокой вытяжки листов (рис. 4.21). Высота фестонов и их расположение в детали меняются в зависимости от текстуры в листе. В детали из листа с текстурой прокатки образуются четыре фестона, располагающиеся под углом 45° к направлению прокатки. Высота фестонов увеличивается пропорционально повышению прочности и интенсивности текстуры прокатки.

4.3.2. Текстура рекристаллизации

Когда в процессе рекристаллизации происходит образование новых зерен¹, их ориентировка часто отличается от основных компонент текстуры деформации. Такое изменение ориентировки подробно исследовано в холоднокатаных листах; установлено, что переориентация в значительной степени зависит от технологии производства и состава сплава. Образование новых зерен происходит в основном таким образом, что плоскость куба $\{100\}$ параллельна поверхности листа, а ребро куба параллельно направлению прокатки. В отличие от материала с текстурой прокатки, у которого при глубокой вытяжке образование фестонов имеет место под углом 45°, переориентация с текстурой (100) $[001]$ приводит к образованию четырех фестонов по окружности тянутого стакана под углом 0

¹ Процесс возврата не сопровождается какими-либо значительными изменениями в преимущественной ориентировке или текстуре деформированного металла.

и 90° (рис. 4.21). Высота фестонов увеличивается с ростом числа переориентированных зерен, т.е. с усилением кубической текстуры.

Другая компонента в некоторых текстурах рекристаллизации близка к $\{123\}$ (211) и обнаруживается также в текстуре холоднокатаного материала. Предполагают, что рекристаллизованные зерна такой ориентировки могут расти из зерен полигонизованной субструктуры, имеющих такую же ориентацию. Кроме того, направление $\langle 111 \rangle$ четырех компонент текстуры $(123) [\bar{1}\bar{2}1]$ очень близко к направлению $\langle 111 \rangle$ кубической текстуры. Для совмещения указанных компонент текстур прокатки и рекристаллизации достаточно поворота примерно на 40° вокруг направления $[111]$. Это интерпретируется как доказательство избирательного роста зерен с кубической ориентацией в участках деформированного металла, имеющих такую же текстуру.

Хотя при описании основных компонент рекристаллизации пользуются идеальной ориентировкой $(100) [001]$, в реальных полуфабрикатах с деформированной и рекристаллизованной структурой имеется значительное рассеяние текстуры, характеризующее с помощью полюсных фигур. Полюсные фигуры на рис. 4.22 иллюстрируют изменение текстуры в хо-

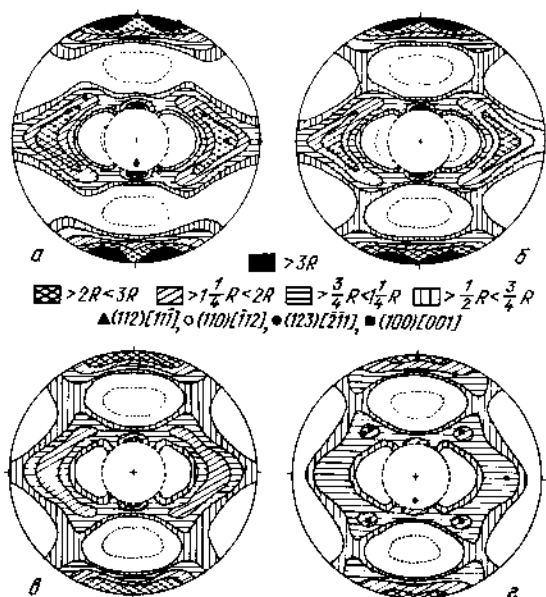


Рис. 4.22. Полюсные фигуры $\{111\}$ листа сплава 1100, холоднокатаного с обжатием 95 % (а) и отожженного при 290°C (б-г); направление прокатки — вертикаль рисунка (Aluminum Company of America):

б — отжиг в течение 15 мин, начало рекристаллизации; в — отжиг в течение 40 мин, частичная рекристаллизация; г — отжиг в течение 70 мин, полная рекристаллизация

лоднокатаном и отожженном листе алюминия 1100 при рекристаллизации. Обычно первой исчезает компонента $(110) [112]$ текстуры прокатки. Это нельзя отнести за счет образования ориентировок $(100) [001]$ или $(123) [1\bar{2}1]$ текстуры рекристаллизации путем поворота, описанного выше. Однако повороты на $30 - 40^\circ$ вокруг $(110) [\bar{1}12]$ могут привести к текстуре $(235) [2\bar{3}1]$, с появлением которой связывают некоторые изменения при отжиге.

С практической точки зрения желательно, чтобы материал имел возможно менее выраженную текстуру, т.е. был бы изотропным. Это особенно важно при глубокой вытяжке из листов деталей цилиндрической формы, где необходима минимальная фестонистость. Практический контроль фестонистости осуществляется путем подбора режимов подготовительных операций и отжига. Величина фестонистости зависит от условий глубокой вытяжки [18].

4.4. ПОВЕРХНОСТНЫЕ ЯВЛЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ

Линии Людерса. При растяжении или формообразовании некоторых алюминиевых сплавов наблюдаются линии Людерса двух типов. Линии первого типа (тип А) показаны на рис. 4.23, их появление связано с течением металла при достижении предела текучести отожженных или термообработанных сплавов на основе твердых растворов, таких как сплавы системы Al-Mg. Эти линии очень похожи на наблюдаемые в листовой стали, появляющиеся при растягивающих напряжениях в процессе формообразования. Хотя линии Людерса не влияют на свойства деталей, они портят внешний вид изделий. Поэтому разработаны специальные состоя-



Рис. 4.23. Линии Людерса на листе сплава Al - Mg, $\times 8$ (Aluminum Company of America)

тия материала (Н11Х), формообразование в которых не вызывает образования линий Людерса типа А. В сплавах, склонных к образованию таких линий, появление их можно предотвратить проведением операций формообразования при температурах несколько выше 150°C.

Второй тип линий Людерса (называемый иногда явлением Портвена—Ле Шателье) наблюдается в процессе правки листов растяжением при напряжениях, превышающих предел текучести. В отличие от линий первого типа эти линии наблюдаются в некоторых сплавах как в нагартованном, так и в отожженном состояниях и имеют вид полос, ориентированных под углом около 50° к оси растяжения. Полосы располагаются вдоль оси в процессе растяжки, численность их возрастает по мере развития процесса. На диаграмме "напряжение-деформация" неравномерность деформации, связанной с этими полосами, проявляется в виде ступенек и зубцов вплоть до начала образования шейки на образце. Разрушение обычно происходит по полосе Людерса. Образование полос Людерса второго типа редко наблюдается при производственных операциях формообразования, но они могут встречаться в нагартованных листах и плитах, прошедших правку растяжением для обеспечения требуемой плоскостности. Листы сплавов системы Al—Mg проявляют повышенную склонность к образованию линий Людерса, которая усиливается с увеличением легирования твердого раствора. В термически упрочняемых сплавах склонность к образованию линий Людерса наблюдается только в свежезакаленном состоянии.

"Апельсиновая корка"—характерная шероховатость поверхности изделий из алюминия, изготовленных методами растяжки, гибки или глубокой вытяжки (рис. 4.24). Шероховатость связана с размером зерна в поверхностном слое изделия: в мелкозернистом материале она незначительна или совсем отсутствует, в крупнозернистом она выражена сильнее, вплоть до образования "апельсиновой корки". Причиной образования "апельсиновой корки" является неравномерность деформации зерен в поверхностном и внутреннем слоях: зерна в поверхностном слое деформируются легче в соответствии с механизмом скольжения по базисным кристаллографическим плоскостям. Величина деформации в металле различна в зависимости от ориентации зерна относительно соседних зерен и приложенного напряжения. Неоднородность деформации от зерна к зерну и приводит к образованию "апельсиновой корки".

Размер зерна в участках "апельсиновой корки" зависит от типа детали, степени деформации и структуры сплава. Иногда скопления мелких зерен с близкой ориентировкой деформируются так же, как крупнозернистый металл, и в результате образуют "апельсиновую корку". При наличии крупных зерен небольшой толщины в поверхностном слое "апельсиновая корка" менее грубая, чем при большей их толщине. В изделиях, изготовленных методом горячей деформации, шероховатость в виде "апельсиновой корки" меньше, чем в холоднодеформированных.

Волнообразные линии течения—другая разновидность шероховатости поверхности, иногда встречающаяся при глубокой вытяжке алюминиевых листов (рис. 4.25).



Рис. 4.24. "Апельсиновая корка" на поверхности детали из алюминиевого сплава после глубокой вытяжки; степень деформации 129 % (*J.T.Hobbs, Aluminum Company of America*)

Появление волнообразных линий течения свидетельствует о неравномерности деформации, обусловленной неоднородностью структуры металла. Одной из наиболее распространенных причин образования волнообразных линий течения в нагартованном листе служит полосчатая зеренная структура листа. Источником такой структуры являются крупные зерна, появляющиеся при горячей прокатке или холодной деформации. Такие же волокна могут вызвать образование волнообразных линий течения в отожженном листе при отсутствии рекристаллизации или если в результате рекристаллизации образуется мелкозернистая структура, зерна которой, возникшие из данного волокна, имеют почти одинаковые ориентировки и деформируются как одно вытянутое зерно. Такие колонии мелких зерен, окружающие ранее образовавшиеся более крупнозернистые участки, иногда называют псевдозернами ("ghost grains").

Причиной возникновения волнообразных линий течения может быть также образование скоплений нерастворившихся составляющих. Крупные

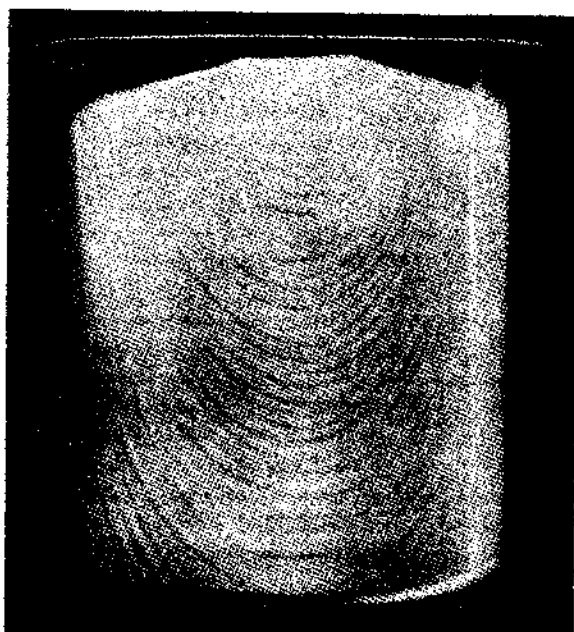


Рис. 4.25. Волнообразные линии течения в детали из листового алюминия, полученной глубокой вытяжкой; степень деформации — 127 %

дендритные колонии, сохраняющиеся в процессе гомогенизации слитков и при повторном нагреве, могут приводить к возникновению строчечной структуры и линий течения. Основными элементами, образующими такие скопления, являются хром, железо и марганец. Из-за их малой растворимости в алюминии и низких скоростей диффузии затрудняется гомогенизация.

В условиях производства линии течения встречаются редко. Они устраняются подбором режимов литья, гомогенизации и технологических операций таким образом, чтобы свести к минимуму образования скоплений избыточных фаз и предотвратить появление крупных зерен.

Остаточные напряжения — одно из последствий холодной деформации; в макромасштабе они устраняются отжигом.

5. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И ОБЩИЕ ПРИНЦИПЫ УПРОЧНЕНИЯ¹

5.1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ

Содержание растворимых легирующих элементов в термически упрочняемых сплавах выше равновесного предела растворимости в твердом состоянии при комнатной и повышенных температурах. Концентрация элемента может быть больше или меньше максимальной растворимости, соответствующей эвтектической температуре.

На рис. 5.1, представляющем часть равновесной диаграммы системы Al—Cu, показаны эти два случая, а также температурные области основных режимов термообработки термически упрочняемых сплавов. Пунктирными вертикалями обозначены два сплава, содержащие 4,5 (а) и 6,3 % Cu (б). Поведение этих сплавов и механизм их упрочнения при термообработке аналогичны промышленным сплавам 2025 и 2219 и могут быть применимы к другим термически упрочняемым сплавам.

Рис. 5.1. Часть равновесной диаграммы сплавов системы Al—Cu (со стороны алюминия), показывающая температурные области операций термообработки:

1 — диапазон температур нагрева под закалку; 2 — диапазон температур отжига; 3 — диапазон температур искусственного старения

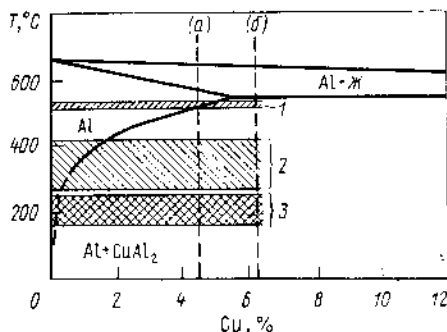


Диаграмма рис. 5.1 показывает, что независимо от исходной структуры нагрев сплава с 4,5 % Cu в интервале 515—550°C до достижения равновесного состояния приводит к полному растворению меди. Эта операция обычно называется обработкой на твердый раствор или закалкой. При последующем охлаждении до температуры ниже 515°C твердый раствор становится пересыщенным относительно легирующих элементов, реальная растворимость которых при более низких температурах меньше. Этот избыток стремится выделиться из твердого раствора — твердый рас-

¹ Эту главу переработали следующие авторы: Дж. Т. Стэли (J. T. Staley, Alcoa Technical Center), Р. Ф. Эштон (R. F. Ashton, Reynolds Metals Co), И. Броверман (J. Broverman, Kaiser Aluminum and Chemical Corp.) и П. Р. Спэрри (P. R. Sperry, Consolidated Aluminum Corp.). Автором главы аналогичного содержания в трехтомнике "Aluminum", 1967 г., США, является Х. И. Хансикер (H. Y. Hunsicker, Alcoa Research Laboratories).

вор распадается. Движущая сила этого процесса возрастает с увеличением степени пересыщения и, следовательно, при снижении температуры. Скорость распада зависит также от подвижности атомов, которая уменьшается при снижении температуры. Хотя реакция растворения-выделения в основном обратима при изменении температуры, образование переходных структур во многих сплавах происходит в процессе выделения, а не растворения. Механические и физические свойства зависят не только от того, находится или нет растворенное вещество в твердом растворе, но и от структуры, размеров и дисперсности выделяющихся фаз.

При дальнейшем рассмотрении рис. 5.1 видно, что сплав, содержащий 6,3 % Cu (что превышает предел растворимости при эвтектической температуре), при температуре немного ниже эвтектической состоит из твердого раствора и нерастворенной фазы CuAl_2 . Если температура выше 515°C , твердый раствор имеет более высокую концентрацию меди, чем в сплаве с 4,5 % Cu. Повышенное содержание меди в твердом растворе создает большую движущую силу для образования выделений при более низких температурах и увеличивает эффект возможного изменения свойств. Фаза CuAl_2 , нерастворенная при высокой температуре, оставаясь в основном неизменной при нагреве и охлаждении, существенно повышает общий уровень прочности.

Хотя простая диаграмма двойных сплавов Al—Cu удобна для рассмотрения основных принципов термообработки, присутствие примесей или других легирующих элементов изменяет реальные значения пределов растворимости в твердом состоянии и температуры равновесного или неравновесного солидусов. Для более глубокого понимания всех явлений, происходящих при термообработке, необходимо ознакомление с тройными и более сложными фазовыми диаграммами состояния. Введение каждого нового элемента в двойные сплавы создает дополнительные степени свободы для образования фаз и температур превращений, которые не могут быть достаточно точно описаны двумерной диаграммой состояния двойных сплавов.

Пересыщенный твердый раствор, образовавшийся при высокой температуре, можно зафиксировать посредством достаточно быстрого охлаждения с целью сведения к минимуму выделений растворенных атомов в виде крупных некогерентных частиц. Для достижения необходимых механических свойств термически упрочняемых сплавов после охлаждения от температуры закалки используют контролируемое выделение дисперсных частиц при комнатной или повышенных температурах.

У большинства сплавов при комнатной температуре наблюдается изменение свойств после закалки. Это явление называется естественным старением, которое может начинаться сразу после закалки или спустя некоторый инкубационный период. Скорость старения меняется в широких пределах от сплава к сплаву, так что для приближения к стабильному состоянию иногда может быть необходимо всего несколько дней, а в ряде случаев годы. Процесс образования выделений в этих сплавах можно ускорить, а прочностные свойства повысить путем нагрева при повышен-

ных температурах; такая операция носит название искусственного старения или образования выделений при термообработке.

Сплавы с замедленным образованием выделений при комнатной температуре следует подвергать специальному нагреву для достижения максимально возможных прочностных свойств. В некоторых сплавах значительное дополнительное повышение прочности может быть получено в результате определенной контролируемой холодной деформации полуфабриката после закалки. Часть прироста прочности, достигаемого таким путем, объясняется деформационным упрочнением (нагартовкой, наклепом), но, если после холодной деформации следует искусственное старение, превалирующим становится эффект старения. В системе обозначений состояний термически упрочняемых сплавов, введенной Алюминиевой Ассоциацией, указываются различные используемые сочетания и последовательности холодной деформации и старения; они обсуждаются ниже подробно.

F — без какой-либо дополнительной обработки после изготовления. Применяется для обозначения полуфабрикатов, при операциях формообразования которых отсутствует специальный контроль режимов термообработки или нагартовки. Для деформированных полуфабрикатов не указываются пределы механических свойств.

O — отожженное состояние. Применяется для обозначения деформированных полуфабрикатов, подвергаемых отжигу для получения наиболее низких значений прочности, и литых деталей для повышения пластичности и размерной стабильности. После символа *O* может следовать другая цифра.

W — закаленное состояние, нестабильное. Применимо только для сплавов, самопроизвольно стареющих при комнатной температуре после закалки (естественно стареющие сплавы), при этом специально указывается длительность естественного старения, например *W* (0,5 ч).

T — термическая обработка для получения более стабильных состояний, чем *G*, *O* или *H*. Применяется для полуфабрикатов, подвергаемых термической обработке с дополнительной нагартовкой или без нее.

Вслед за символом *T* всегда следуют одна или несколько цифр. Естественное старение при комнатной температуре может происходить между или после операций, указанных для состояния *T*. Контроль длительности естественного старения производят в случаях, когда это важно с металлургической точки зрения. Цифрами от 1 до 10 обозначают последовательность операций:

T1 — охлаждение от температур горячей деформации (или формообразования) с последующим естественным старением для получения более стабильного состояния. Применимо для полуфабрикатов, не подвергаемых холодной деформации после охлаждения от температур деформации или в которых влияние холодной деформации при прогладке или растяжке не учитывают при установлении гарантируемых механических свойств.

T2 — охлаждение от температур горячей деформации (или формообразования), нагартовка и последующее естественное старение для получения более стабильного состояния. Применимо для полуфабрикатов, под-

вергаемых холодной деформации для повышения прочности после охлаждения от температур горячей деформации или в которых влияние холодной деформации при прогладке или растяжке оговаривается при установлении гарантируемых механических свойств.

T3 – *закалка, холодная деформация и последующее естественное старение*. После закалки полуфабрикаты подвергаются холодной деформации для повышения прочности, при этом влияние холодной деформации при прогладке или растяжке оговаривается в технической документации.

T4 – *закаленное и естественно состаренное состояние*. Холодная деформация после закалки отсутствует или влияние ее при прогладке или растяжке не оговаривается в технической документации.

T5 – *охлаждение от температур горячей деформации (или формообразования) и последующее искусственное старение*. Используется для полуфабрикатов, не подвергаемых холодной деформации после охлаждения от температур горячей деформации или для которых влияние холодной деформации при прогладке или растяжке не оговаривается в технической документации.

T6 – *закаленное и искусственно состаренное состояние*. Полуфабрикаты не подвергаются холодной деформации после закалки или влияние холодной деформации при прогладке или правке не оговаривается в технической документации.

T7 – *закаленное и перестаренное состояние*. Перестаривание обеспечивает получение свойств за максимумом прочности на кривой старения при некоторых специально контролируемых характеристиках.

T8 – *закалка, холодная деформация и последующее искусственное старение*. Применимо для полуфабрикатов, подвергаемых холодной деформации для повышения прочности или для которых влияние холодной деформации при прогладке или растяжке оговаривается в технической документации.

T9 – *закалка, искусственное старение и последующая холодная деформация*. Применимо для полуфабрикатов, подвергаемых в качестве конечной операции холодной деформации для повышения прочности.

T10 – *охлаждение от температур горячей деформации, холодная деформация и последующее искусственное старение*. Применимо для полуфабрикатов, подвергаемых холодной деформации для повышения прочности или для которых влияние холодной деформации при прогладке или растяжке оговаривается в технической документации.

Закалка или обработка на твердый раствор состоит в нагреве литых или деформированных полуфабрикатов до соответствующей температуры, выдержке при этой температуре, продолжительность которой достаточна для перехода составляющих в твердый раствор, и быстром охлаждении для фиксации твердого раствора. У некоторых сплавов серии 6000 необходимые механические свойства достигаются либо при охлаждении с печью от температуры нагрева под закалку, либо при охлаждении от температур горячей деформации со скоростью, достаточной для того, чтобы избежать распада твердого раствора, что аналогично операции за-

калки. В таких случаях для дифференциации соответствующих состояний используют обозначения Т3, Т4, Т6, Т7, Т8 и Т9.

Для деформированных полуфабрикатов, в которых остаточные термические напряжения уменьшают посредством холодной деформации, используют следующие обозначения:

Т-51 — уменьшение остаточных напряжений после закалки или охлаждения от температур горячей деформации посредством растяжки с определенной степенью деформации в зависимости от вида полуфабриката:

Вид полуфабриката	Степень остаточной деформации, %
Плиты	1,5 — 3,0
Прутки, полосы, профили, прес- сованные трубы	1,3 — 3,0
Тянутые трубы.	0,5 — 3,0

Обработка с обозначением Т-51 применяется для плит, катаных и холоднодеформированных полос и прутков, не подвергаемых дополнительной правке после растяжки.

Применительно к прессованным пруткам, полосам, профилям, трубам и тянутым трубам используются следующие обозначения:

Т-510 — для полуфабрикатов, не подвергаемых дополнительной правке после растяжки.

Т-511 — незначительная правка после растяжки для обеспечения стандартных требований по допускам.

Т-52 — уменьшение остаточных напряжений сжатием. Применяется для полуфабрикатов, в которых уменьшение остаточных напряжений после закалки или охлаждения от температур горячей деформации производится посредством правки сжатием с остаточной деформацией в пределах 1—5%.

Т-54 — уменьшение остаточных напряжений растяжением и сжатием. Применяется для штамповок, остаточные напряжения в которых уменьшают путем холодной калибровки в окончательном штампе.

Те же самые цифры (51, 52, 54) могут использоваться в сочетании с символом состояния W для обозначения нестабильного закаленного состояния полуфабрикатов, для которых необходима правка для уменьшения остаточных напряжений.

Для деформированных полуфабрикатов, термообработанных из состояний O и F без правки после закалки, используются следующие обозначения:

Т42 — закалка из состояний O или F и последующее естественное старение до получения устойчивого состояния.

Т62 — закалка из состояний O или F и последующее искусственное старение.

Обозначения Т42 и Т62 используются также для указания состояний полуфабрикатов, термообработанных на предприятиях-потребителях.

Повышение прочности естественно стареющих сплавов может либо продолжаться неопределенно долгое время при комнатной температуре, либо кривая старения выходит на горизонталь. Старение при повышенных

температурах характеризуется образованием максимумов на кривых изменения прочности и твердости и последующим снижением этих свойств. Явление разупрочнения, наблюдаемое при длительном старении при повышенных температурах, известно как перестаривание, и оно играет такую же важную роль, как упрочняющие эффекты на предшествующих стадиях обработки. При разупрочнении происходит изменение типа и размера выделений и уменьшение концентрации твердого раствора. Наиболее "мягкое" состояние термически упрочняемых сплавов с наименьшими значениями прочности достигается посредством отжига, при котором из

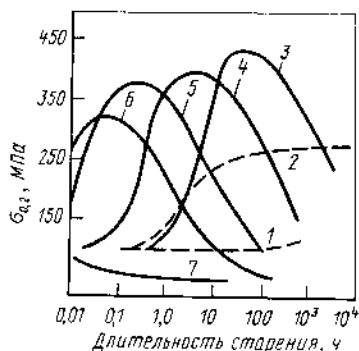


Рис. 5.2. Кривые старения сплава 2014-74 при температурах:
 1 — минус 18 °С; 2 — комнатной; 3 — 148 °С; 4 — 191 °С; 5 — 232 °С; 6 — 260 °С; 7 — 343 °С

твердого раствора выделяется максимальное количество растворенных элементов в виде относительно крупных некогерентных частиц, расположенных на значительном расстоянии друг от друга.

Упрочнение и разупрочнение сплава, связанное с образованием выделений, показано на изотермических кривых старения рис. 5.2, из рассмотрения которых видно влияние температуры и длительности старения, являющихся основными факторами при операциях термообработки. По этим кривым можно также подобрать режимы, обеспечивающие необходимые свойства. Эти кривые иллюстрируют некоторые важные особенности изменения свойств при старении, а именно:

- 1) упрочнение может быть сильно замедлено или подавлено при снижении температуры старения;
- 2) скорости упрочнения и последующего разупрочнения увеличиваются с повышением температуры;
- 3) абсолютные значения максимальных прочностных свойств снижаются при повышении температуры;
- 4) при достаточно высоких температурах никакого упрочнения не наблюдается; процесс выделения приводит лишь к разупрочнению.

При выборе температурно-временных режимов, обеспечивающих получение максимальной прочности и твердости в промышленных полуфабрикатах, учитываются в комплексе все выше перечисленные особенности наряду с экономическими соображениями.

При установлении промышленных режимов предпочтение отдают

таким, при которых обеспечивается растянутый максимум на кривых старения. Рассмотрев разницу в поведении при старении на кривых рис. 5.2, вернемся снова к диаграмме рис. 5.1, где показаны диапазоны температур для различных операций термообработки. Так, интервал температур отжига (см. рис. 5.1) соответствует кривой старения при 343°C (см. рис. 5.2), в то время как для операции искусственного старения характерны кривые в интервале $150 - 260^{\circ}\text{C}$.

5.2. ПРИРОДА И ПРИЧИНЫ УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Благодаря интенсивным исследованиям, проведенным в последние десятилетия, накоплена обширная информация о природе и механизме структурных изменений, происходящих при распаде пересыщенного твердого раствора, и их влиянии на изменение свойств. В большинстве стареющих систем имеет место сложная последовательность изменений, зависящих от температуры и продолжительности старения. При относительно невысоких температурах и в начальный период искусственного старения основное изменение структуры заключается в перераспределении растворенных атомов в решетке твердого раствора с образованием скоплений или зон Гинье—Престона. Эти скопления растворенных атомов вызывают искажения кристаллической решетки как внутри зон, так и на расстоянии нескольких атомных слоев в матрице. С увеличением количества или плотности зон степень искажения решетки возрастает. Упрочняющий эффект зон состоит в дополнительном взаимодействии их с дислокациями, которые при своем движении пересекают зоны. Возможен и химический механизм упрочнения (образование новых поверхностей раздела выделение—матрица), в результате чего повышается напряжение, необходимое для движения дислокации в решетке, искаженной вокруг когерентных зон. Постепенное повышение прочности при естественном старении связано с увеличением размера зон Гинье—Престона в одних системах и с повышением плотности зон в других.

В большинстве систем по мере увеличения температуры или длительности старения зоны трансформируются или заменяются частицами, кристаллическая структура которых отличается как от структуры твердого раствора, так и от структуры равновесных фаз. Это частицы промежуточных выделений. В большинстве сплавов они имеют особую кристаллографически ориентированную связь с твердым раствором, так что обе фазы (выделение и матрица) когерентны по определенным плоскостям за счет локальной упругой деформации матрицы. Упрочняющее действие этих полукogerентных выделений связано с торможением движения дислокаций за счет искажений решетки и наличия частиц. Прочность продолжает возрастать по мере увеличения размеров выделений до тех пор, пока дислокации перерезают их при своем движении.

При дальнейшем развитии процесса старения происходит рост частиц переходной фазы, сопровождаемый увеличением упругой деформации

до момента, пока не будет превзойдена прочность связи на поверхностях раздела и, таким образом, нарушится когерентность. Это часто совпадает с изменением структуры выделений от переходной формы к равновесной. При потере когерентности упрочняющий эффект ослабляется и он связан с напряжением, необходимым для образования дислокационной петли вокруг частицы выделения при движении дислокации, поскольку некогерентные выделения не перерезаются движущимися дислокациями. По мере роста частиц равновесной фазы и увеличения расстояния между ними прочность постепенно снижается.

Кинетика растворения и выделения. Относительные скорости реакций растворения и выделения в различных растворах зависят от скоростей диффузии элементов, их растворимости и концентрации твердого раствора. Данные о коэффициентах диффузии для нескольких промышленно важных легирующих элементов в алюминии получены различными экспериментальными методами, включая активационный и рентгеноспектральный анализы. Графики, построенные по совокупности этих данных, включая самодиффузию, показаны на рис. 5.3. Медь, магний, кремний и цинк, имеющие наиболее высокие растворимости в алюминии и участвующие в реакциях дисперсионного твердения, обладают относительно высокими скоростями диффузии в алюминии.

Вакансии. Многочисленные экспериментальные данные, накопленные за последние 20 лет, являются убедительным доказательством существования большого количества пустот, не заполненных атомами, в кристаллической решетке большинства твердых растворов. Эти пустоты называются вакансиями [1]. Полагают, что диффузия в твердых растворах замещения, так же как и самодиффузия, происходит в основном по вакансионному механизму. Вакансии играют особо важную роль в образовании зон Гинье—Престона. Для объяснения скорости образования зон при относительно низких температурах необходимо, чтобы скорость диффузии была на несколько порядков выше значений, полученных методом

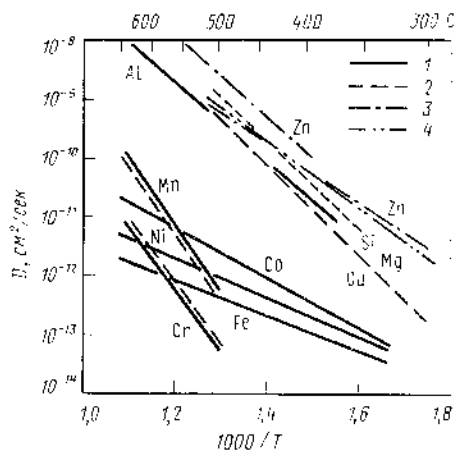


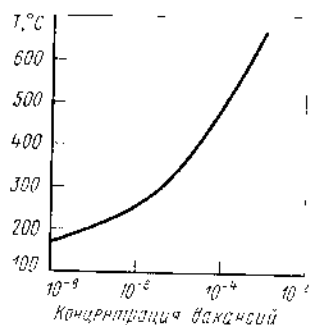
Рис. 5.3. Коэффициент диффузии (D) различных элементов в алюминии:

1 — по данным K.Hirano, R.P.Agarwala, M.Cohen, *Acta Metallurgica*, v. 10, 1962, p. 857-863; 2 — по данным W.G.Fricke, *Alcoa Research Laboratories*; 3 — по данным T.S.Lundy, J.F.Murdock, *Journal of Applied Physics*, v. 33, 1962, p. 1671-1673; 4 — по данным J.E.Hilliard, B.L.Averbach, M.Cohen, *Acta Metallurgica*, v. 1, 1959, p. 86-92

экстраполяции величин, определенных при более высоких температурах [2]. Для определения равновесной концентрации вакансий в алюминии при разных температурах (рис. 5.4) были использованы точные замеры электросопротивления и относительных изменений плотности и параметров решетки в зависимости от температуры.

Повышенная подвижность растворенного вещества, необходимая для объяснения высоких скоростей образования зон, связана с вакансионным механизмом диффузии, который становится возможным благодаря

Рис. 5.4. Равновесная концентрация вакансий в чистом алюминии в зависимости от температуры (D. Altenpohl, *Aluminium*, т. 37, 1961, р. 401-411)



сохранению высокой неравновесной концентрации вакансий при низкой температуре [3]. Кроме этой основной роли вакансий, существуют некоторые специфические взаимодействия между вакансиями и различными растворенными атомами, влияющие на кинетику старения и объясняющие влияние примесных элементов. Магний играет особую роль в этом процессе. Благодаря большому атомному диаметру магния происходит быстрое образование комплексов магний-вакансия, вследствие чего при охлаждении сплава легче сохраняется избыток вакансий. Присутствие этих вакансий играет существенную роль в кинетике старения и упрочняющем эффекте.

Образование зародышей. Образование зон представляет собой гомогенный процесс. Несколькими исследованиями показано, что для осуществления этого процесса необходима критическая концентрация вакансий. Модель образования зародышей, предполагающая образование скоплений вакансий — атом растворенного вещества, согласуется с влиянием температуры и скорости закалки [4 — 10].

На образование зародышей новой фазы сильно влияют несовершенства в структуре матрицы, такие как границы зерен, субзерен, дислокации и межфазные границы. Вследствие того что указанные несовершенства обладают более высоким уровнем энергии, чем матрица, они являются местами предпочтительного образования промежуточных или равновесных фаз. Та часть растворенного вещества, которая выделяется из твердого раствора во время быстрого охлаждения от температуры закалки, не участвует в последующем образовании соединений ни при комнатной, ни при повышенных температурах; поэтому образование выделений при охлаж-

дении влияет на конечные свойства сплава. Выделения по границам зерен, субзерен и на отдельных частицах размером 0,5 мкм и более, образующиеся при охлаждении, обычно не оказывают существенного влияния на прочность. При низкой скорости охлаждения фазы, образующиеся на дисперсных частицах ($< 0,1$ мкм), формируются и укрупняются на ранних стадиях высокотемпературного старения и влияют на свойства. На рис. 5.5

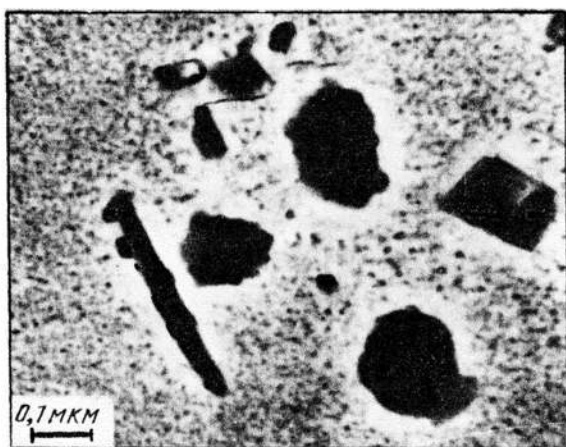


Рис. 5.5. Микроструктура плиты толщиной 75 мм сплава 7039-T63. Видны выделения дисперсоидов и зоны, свободные от выделений, окружающие каждую частицу дисперсоидов (просвечивающий электронный микроскоп)

показаны выделения на таких частицах, окруженные зонами без выделений. Появление этих зон после охлаждения и старения связано с обеднением твердого раствора вблизи частиц и недостатком зародышей, вызванным миграцией вакансий к межфазным границам во время охлаждения.

Хотя выделения по границам зерен незначительно влияют на прочность, они могут снижать коррозионную стойкость и увеличивать склонность к межкристаллитной коррозии. Процесс образования выделений по границам зерен часто сопровождается возникновением зоны, свободной от выделений, аналогичной описанной выше. Разница электрохимических потенциалов выделений по границам зерен, зоны, свободной от выделений, и матрицы в зерне является основным фактором в электрохимическом механизме межкристаллитного характера разрушения при коррозии под напряжением.

Исследования структуры выделений методом просвечивающей электронной микроскопии показали, что дислокации, образующиеся при конденсации вакансий или в результате пластической деформации, также являются местами предпочтительного образования зародышей выделений [11]. Различия в плотности дислокаций при разных скоростях охлаждения и степень пересыщения вакансиями и растворенным веществом представ-

ляют собой факторы, определяющие влияние скорости охлаждения на упрочнение. Образование дислокаций при холодной деформации после закалки ускоряет процесс старения в сплавах серии 2XXX и повышает прочность при искусственном старении. В других сплавах влияние холодной деформации либо незначительно, либо вредно.

5.3. ПРОЦЕСС УПРОЧНЕНИЯ В СПЛАВАХ РАЗЛИЧНЫХ СИСТЕМ

Структурные изменения на различных стадиях старения тщательно исследованы в нескольких системах, имеющих промышленное значение; кратко они описаны ниже.

Алюминий—медь. В сплавах этой системы упрочнение при комнатной температуре связано с локальными двухмерными скоплениями атомов меди, образующих зоны Гинье-Престона (ГП1). Зоны имеют дискообразную форму и ориентированы параллельно плоскостям $\{100\}$. Диаметр зон составляет 3–5 нм и не меняется при увеличении длительности естественного старения. Однако число зон увеличивается во времени до тех пор, пока в полностью состаренном состоянии среднее расстояние между зонами не станет равным около 100 нм.

При температурах около 100°C и несколько выше зоны ГП1 исчезают и замещаются структурой, обозначаемой ГП2 или θ'' , которая, несмотря на толщину всего в несколько атомных слоев, рассматривается как трехмерное образование с упорядоченным расположением атомов. Переходная фаза θ' , имеющая такой же состав, что и стабильная фаза, и когерентно связанная с решеткой твердого раствора, образуется после ГП2, но сосуществует с ней в некотором диапазоне времен и температур. Конечной стадией этого процесса является превращение θ' в некогерентную равновесную фазу θ (CuAl_2). Последовательность старения в сплавах системы Al—Cu может быть представлена следующим образом:



Сопоставление этой схемы с изменением твердости сплава с 4 % Cu, состаренного при двух температурах, показано на графиках рис. 5.6.

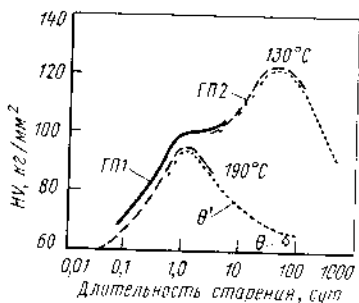
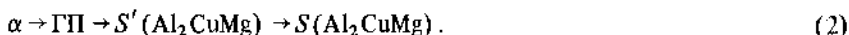


Рис. 5.6. Сопоставление структур, образующихся при старении, и твердости сплава Al — 4 % Cu (J.M.Silcock, T.J.Heal, H.K.Hardy, *Journal of the Institute of Metals*, 1953—1954, p. 822239—82248)

При некоторых температурах, например при 130°C, имеют место две стадии упрочнения: начальная, связанная с образованием ГП1, и вторая стадия, на которой образуются ГП2. Максимальные значения твердости и прочности достигаются при максимальном количестве ГП2, хотя некоторый вклад в упрочнение может быть внесен и фазой θ' . По мере увеличения количества θ' прогрессирует рост частиц и ослабляется когерентная связь. Потеря когерентности с одновременным уменьшением количества ГП2 приводит к перестариванию. Когда появляется некогерентная фаза θ , сплав сильно разупрочняется.

Алюминий – медь – магний. Добавки магния к сплавам алюминий – медь ускоряют естественное старение и увеличивают его эффект. Сплавы этой системы были первыми термически обрабатываемыми высокопрочными алюминиевыми сплавами и на протяжении многих лет оставались наиболее широко применяемыми. Несмотря на то что эти сплавы разработаны давно и объем их производства велик, подробности механизма старения и структуры, образующиеся при этом, исследованы в меньшей степени, чем в системе Al–Cu. Хотя факт образования зон в процессе естественного старения был твердо установлен, невозможно было определить их форму или размеры. Предполагают, что зоны представляют собой группы атомов магния и меди, скапливающиеся на плоскостях $\{110\}$ матрицы. Ускорение процесса старения при добавке магния может быть результатом сложного взаимодействия вакансий с атомами магния и меди. Есть также предположение, что имеет место предварительное образование пар атомов меди и магния, которое вносит свой вклад в упрочнение благодаря закреплению дислокаций.

Старение сплава 2024-T4 при повышенных температурах приводит к образованию переходной фазы S' (Al_2CuMg), когерентной с матрицей по плоскостям $\{021\}_{Al}$. Перестаривание сплава связано с образованием равновесной фазы (Al_2CuMg) и потерей когерентности. Последовательность структурных изменений при старении может быть представлена следующим образом:



Малые добавки магния в сплавы Al–Cu значительно упрочняют их даже в тех случаях, когда после старения присутствие фазы S' не удастся установить.

Алюминий – магний – кремний. Заметное упрочнение этих сплавов происходит после длительного естественного старения. Возможно, что оно вызвано образованием зон, хотя наличие последних при естественном старении достоверно не установлено. Кратковременное старение при температурах до 200°C вызывает появление эффектов дифракции электронов и рентгеновских лучей, указывающих на присутствие очень мелких, иглообразных зон, ориентированных в направлении $\langle 001 \rangle$ матрицы. Электронно-микроскопическое исследование показало, что диаметр зон составляет около 6 нм, а длина от 20 до 100 нм. Другое исследование показывает, что вначале зоны имеют сферическую форму, а затем превращаются

в иглообразные вблизи максимума на кривой старения. Дальнейшее старение вызывает явный трехмерный рост зон до стержневидных частиц с упорядоченной структурой, соответствующей Mg_2Si . При более высоких температурах эта переходная фаза, обозначаемая β' , претерпевает бездиффузионное превращение в равновесную фазу Mg_2Si .

Никаких доказательств существования когерентных напряжений на стадии зонного старения или на переходной стадии не обнаружено. Есть предположение, что увеличение сопротивления движению дислокаций, сопровождающее появление этих структур, является следствием повышения энергии, необходимой для разрушения связей между атомами магния и кремния в зонах при прохождении дислокаций через них. В сплавах с избытком кремния по сравнению с соотношением Mg_2Si на самых ранних стадиях старения по границам зерен выделяются частицы кремния. Обычная последовательность образования выделений при старении может быть представлена следующим образом:



Алюминий–цинк–магний и алюминий–цинк–магний–медь. Старение быстро охлажденных при закалке сплавов алюминий–цинк–магний при комнатной и относительно невысоких температурах сопровождается обра-

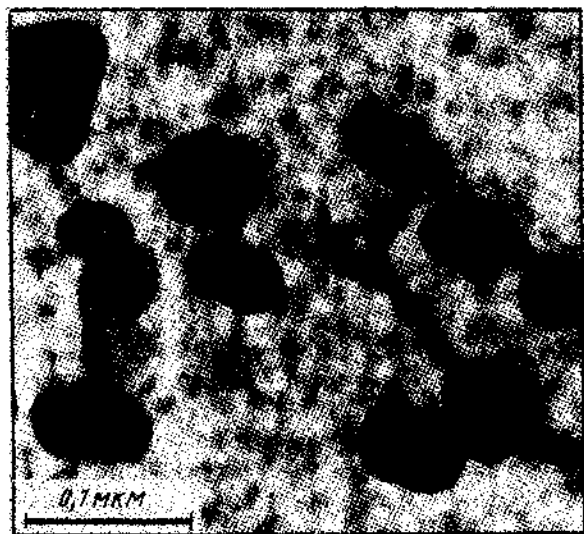
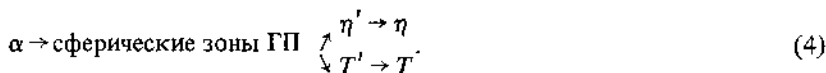


Рис. 5.7. Микроструктура сплава 7075-W, состаренного в течение 25 лет при комнатной температуре. Крупные частицы – выделения дисперсидов $Al_{12}Mg_2Si$. Средний диаметр зон ГП – 1,2 нм, плотность их распределения $\sim 4 \times 10^{15}$ зон·см⁻³. Предел текучести в исходном состоянии (7075-W) $\sigma_{0,2} = 150$ МПа. После старения в течение 25 лет $\sigma_{0,2} = 465$ МПа (просвечивающий электронный микроскоп)

зованием зон ГП, имеющих приблизительно сферическую форму. При продолжительном старении зоны ГП увеличиваются в размере и прочность сплава возрастает. На рис. 5.7 показаны зоны ГП в сплаве 7075, диаметр которых составляет 1,2 нм после 25 лет старения при комнатной температуре. После такого старения предел текучести сплава достигает 95 % своего значения, достигаемого при стандартном режиме Т6. Продолжительное старение сплавов со сравнительно высоким отношением содержания цинка к магнию приводит к превращению зон в переходную фазу, известную как η' или M' , предшествующую образованию равновесной фазы η или M , $MgZn_2$. Базальные плоскости выделений η' с гексагональной решеткой частично когерентны с плоскостями $\{111\}_{Al}$ матрицы, но межфазная граница между матрицей и третьим направлением выделений некогерентна. Максимальной прочности при старении (состояние Т6) соответствуют зоны со средним диаметром 2–3,5 нм, при этом в сплаве может присутствовать некоторое количество фазы η' . Структура зон до сих пор точно еще не установлена, хотя несомненно, что они имеют высокую концентрацию атомов цинка и магния. Наблюдалось некоторое различие в эффектах дифракции электронов и рентгеновских лучей, зависящее от относительных содержаний цинка и магния и свидетельствующее об изменениях в структуре зон.

По мнению некоторых исследователей, переходная фаза η' образуется в широком интервале составов, соответствующих фазовым областям $(\alpha + T)$ и $(\alpha + \eta)$ равновесной диаграммы состояния (рис. 5.8). При увеличении времени или более высокой температуре старения η' превращается в $(MgZn_2)$ или в случаях, когда равновесной фазой является T , замещается фазой T ($Mg_3Zn_3Al_2$). Имеются данные о существовании переходной формы фазы T в сплавах с более низким отношением содержания цинка к магнию при выдержках и температурах, соответствующих режимам перестаривания. Последовательность образования выделений зависит от состава, но для материала, охлажденного с высокой скоростью от температуры закалки и состаренного при повышенных температурах, она может быть представлена следующим образом:



В соответствии с этой схемой образование зон происходит гомогенно, а другие выделения последовательно образуются в матрице. Однако наличие высокоугловых границ зерен, субграниц и дислокаций изменяет свободную энергию таким образом, что гетерогенное зарождение может иметь место либо при охлаждении, либо в процессе старения при температурах выше температуры сольвуса зон ГП. Выше этой температуры полуккогерентные промежуточные выделения зарождаются и растут непосредственно на дислокациях и субграницах, а некогерентные равновесные выделения непосредственно на высокоугловых границах. Образовавшиеся в результате гетерогенного распада выделения не вносят свой вклад в прочность материала и, следовательно, снижают возможно достижимую

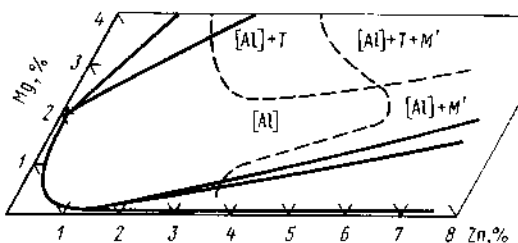


Рис. 5.8. Распределение фазовых областей в сплавах системы Al – Mg – Zn. Штриховыми линиями показаны фазы, присутствующие в сплавах после закалки и старения при 120 °С, 24 ч ([Al] = структура зон ГП). Сплошными линиями показаны равновесные фазы при 175 °С (H.C.Stumpf, Alcoa)

прочность путем уменьшения количества растворенного элемента, участвующего в гомогенном распаде.

Снижение скорости охлаждения не только изменяет последовательность образования выделений, но и создает возможность их гетерогенного зарождения. При медленном охлаждении вакансии мигрируют к свободным поверхностям и аннигилируют. Уменьшение числа вакансий приводит к снижению температуры, при которой происходит гомогенное образование зон ГП. Поэтому при какой-то определенной температуре старения только гомогенное зарождение может иметь место в материале, охлажденном с достаточно высокой скоростью, а медленное охлаждение может привести к гетерогенному зарождению. В условиях последнего образуются очень крупные выделения, поэтому достигаемые значения прочности низки. Потеря прочности в результате медленного охлаждения может быть сведена к минимуму снижением температуры старения для обеспечения максимально возможной гомогенности распада.

Если состаренный Al – Zn – Mg сплав подвергается нагреву при температуре, превышающей температуру старения, некоторая часть зон ГП растворяется, в то время как другие растут. Будет ли происходить растворение или рост зон, зависит от их размера и температуры нагрева. Когда размер зон достаточно велик, большинство из них превращается в переходные выделения даже при температуре выше сольвуса зон ГП. Это явление положено в основу двухступенчатого старения, которое более подробно обсуждается позже в одном из разделов данной главы.

По-видимому, добавки меди до 1 % в сплавы системы Al – Zn – Mg не меняют основного механизма распада. В таком количестве упрочняющее влияние меди выражено умеренно и связано оно с легированием твердого раствора. При более высоком содержании меди увеличивается эффект старения, при этом атомы меди вносят некоторый вклад в образование зон, на что указывает увеличенный температурный интервал стабильности зон. Кристаллографические исследования показывают, что атомы меди и алюминия замещают цинк в выделениях переходной и равновесной фазы $MgZn_2$.

В четверной системе Al – Zn – Mg – Cu фазы MgZn₂ и MgAlCu образуют изоморфные ряды, в которых атом алюминия и атом меди замещают два атома цинка. Кроме того, методом замеров электрохимических потенциалов и рентгеновским анализом установлено, что атомы меди входят в состав фазы η' при старении при температурах выше 150°C. Это очень важно, поскольку старение сплавов Al – Zn – Mg – Cu, содержащих более 1 % меди, при указанных температурах значительно повышает их сопротивление коррозионному растрескиванию под напряжением. При меньшем содержании меди влияние этой добавки на сопротивление коррозии под напряжением незначительно.

5. 4. ПРЕДВАРИТЕЛЬНАЯ ТЕРМООБРАБОТКА СЛИТКОВ

Эта термическая операция применяется к слиткам до горячего деформирования и известна как предварительная термообработка слитка или гомогенизация. Гомогенизация преследует одну или несколько целей в зависимости от сплава, вида полуфабриката и способа его изготовления. Одной из основных задач гомогенизации является улучшение деформационной способности материала. Как отмечалось в гл. 2, микроструктура большинства сплавов в литом состоянии очень гетерогенна. Это справедливо для сплавов, образующих твердые растворы в равновесных условиях, и даже для сравнительно малолегированных сплавов. При неравновесной кристаллизации в микроструктуре слитка образуются дендриты, в которых содержание растворенного вещества постепенно увеличивается от центра к краям, а частицы второй фазы или эвтектика располагаются в междендритных прослойках.

Из-за сравнительно низкой пластичности межзеренных и междендритных прослоек второй фазы литые материалы обычно плохо деформируются. Режимы гомогенизации, используемой для повышения пластичности, были установлены в основном эмпирически в соответствии с результатами металлографического анализа (световая микроскопия) с целью определения времени выдержки и температуры, необходимых для сведения к минимуму внутридендритной ликвации и растворения частиц второй фазы. В последние годы разработаны методы количественного определения степени микронеоднородности в литых структурах и скоростей растворения и гомогенизации. На рис. 5.9 показана гетерогенность по сечению одной дендритной ячейки в литом состоянии и после гомогенизации, определенная рентгеноспектральным методом. Вследствие того что условия кристаллизации при быстром охлаждении очень отличаются от равновесных, максимальная микронеоднородность имеет место по сечению ветвей дендритов, а размеры дендритных ячеек сравнительно невелики. Однако в типичных промышленных слитках ситуация осложняется, крупные дендритные ячейки в большей степени неоднородны, чем мелкие, поскольку для осуществления диффузии каждый атом должен пройти большее расстояние и, следовательно, материал с крупными ячейками труднее поддается гомогенизации [12, 13]. Например, исследования рентгеноспект-

ральным методом слитков сплава Al-2,5 % Mg, полученных способом направленной кристаллизации, показали, что степень неоднородности больше в медленно закристаллизованном материале с более грубой структурой и что достижение однородности распределения легирующего элемента при нагреве при 425°C происходит быстрее в более мелкозернистом материале, как это показано на рис. 5.10.

Растворение при гомогенизации интерметаллических фаз, располагающихся в междендритных участках, представляет собой лишь одну ступень на пути получения максимальной пластичности. Из-за того что после гомогенизации большая часть легирующего элемента находится в твердом растворе, дальнейшее разупрочнение и улучшение технологичности может быть достигнуто посредством медленного охлаждения с тем, чтобы вновь выделить легирующий элемент в составе крупных частиц по границам дендритов.

В сплавах Al-Mg-Si перераспределение магния и кремния происходит очень быстро, примерно за 30 мин при 585°C. Однако увеличение длительности гомогенизации позволяет повысить скорость прессования и улучшить качество поверхности прессованных полуфабрикатов. Это объясняется сфероидизацией почти нерастворимых, обогащенных железом фаз; чем меньше растворимость и скорость диффузии элементов в сплаве, тем ниже скорость сфероидизации. Вторичные эффекты достигаются также при выделении переходных элементов из твердого раствора при пере-

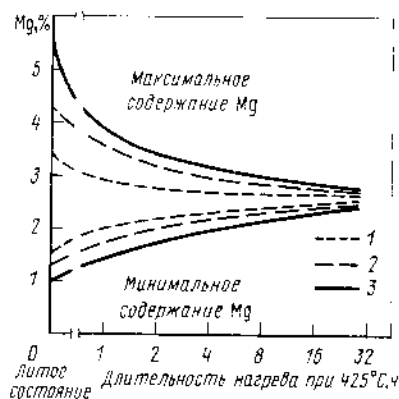
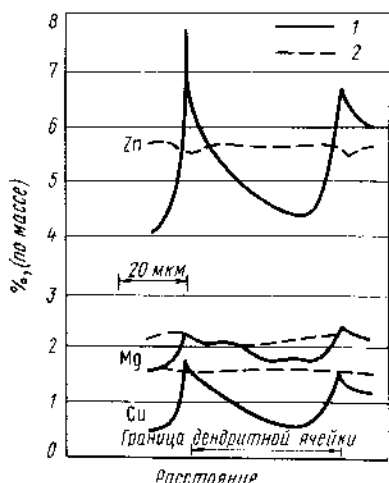


Рис. 5.9. Влияние гомогенизации на гетерогенность дендритной ячейки в слитке сплава 7075: 1 — литое состояние; 2 — гомогенизированный слиток

Рис. 5.10. Влияние длительности нагрева при 425 °C на максимальную и минимальную концентрации твердого раствора в отливках сплава Al - 2,5 % Mg со средним размером дендритной ячейки (W.G.Fricke, Alcoa Research Laboratories): 1 — 0,015 мм; 2 — 0,022 мм; 3 — 0,05 мм

тектических превращениях, которые не смогли полностью пройти при кристаллизации.

Ликвация таких элементов, как хром и цирконий, которые выделяют-ся в результате перитектической реакции при кристаллизации, происходит таким образом, что первая порция закристаллизовавшегося дендрита содержит больше хрома и циркония, чем последующие. Следовательно, концентрация их максимальна в центре дендрита и постепенно уменьшается к краям. Твердые растворы этих элементов и марганца, образованные в процессе быстрого затвердевания, являются пересыщенными. Полагают, что это — результат относительно низких скоростей диффузии элементов в твердом состоянии.

Целью предварительной термообработки слитков некоторых сплавов, содержащих указанные элементы, является распад твердого раствора с образованием частиц таких равновесных фаз, как $Al_{20}Cu_2Mn_3$ и $Al_{12}Mg_2Si$, размерами от 10 до 100 нм. Эти выделения, образующиеся при высоких температурах, часто называют дисперсоидами. Они появляются в исходных дендритах и их распределение, по существу, такое же, какое устанавливается в процессе затвердевания, так как скорости диффузии слишком низки для того, чтобы могло произойти сколь-нибудь заметное перераспределение. В сплавах Al—Mg—Mn предварительная термообработка слитков увеличивает гетерогенность распределения марганца из-за образования выделений марганцовистых дисперсоидов, локализующихся вблизи ветвей дендритов. Неоднородность распределения сохраняется в некоторых деформированных полуфабрикатах, что приводит к образованию полосчатой структуры. Предварительный нагрев слитков ряда сплавов, содержащих марганец, например сплава 3003, предназначен для того, чтобы вызвать выделение в контролируемых условиях. Это снижает температуру рекристаллизации и способствует получению полуфабрикатов с мелким рекристаллизованным зерном после последующей обработки и окончательного отжига [14].

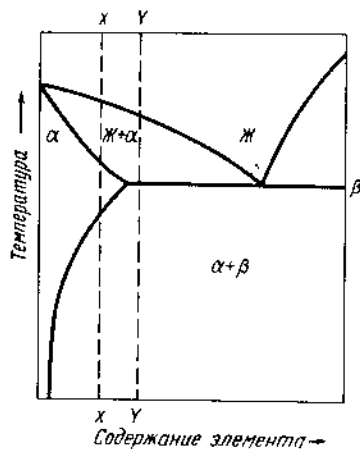


Рис. 5.11. Схематическая фазовая диаграмма. Сплав состава X плавится при эвтектической температуре, если компонент B не растворяется ниже этой температуры. Сплав состава Y всегда плавится при температуре эвтектики

Равновесное – неравновесное оплавление. При предварительном нагреве слитков необходимо учитывать некоторые ограничения, которые обусловлены фазовой диаграммой; это показано на рис. 5.11. Те же самые принципы применимы к более сложным системам, различие может быть в деталях из-за того, что разные фазы имеют различные температуры сольвуса, а эвтектика может быть не точкой, а иметь форму желоба.

Сплавы разных составов на диаграмме рис. 5.11 представляют разные типы промышленных сплавов. В сплаве состава X содержание легирующих элементов не превышает максимальную растворимость. Это типично для сравнительно низколегированных сплавов, таких как 2117, 6063 и 7029, и справедливо также для сплавов 7075 и 6061. При беглом рассмотрении фазовой диаграммы можно считать, что температурный интервал предварительного нагрева слитков может располагаться где-то между температурами сольвуса и солидуса. Однако во избежание вероятности неравновесной плавки (что будет пояснено ниже) либо верхняя граница температурного интервала нагрева должна быть ниже температуры эвтектики, либо длительность нагрева при температуре ниже эвтектической должна быть достаточной для того, чтобы обеспечивалось полное растворение элементов, составляющих эвтектику. В сплаве состава $У$ избыток растворимой фазы всегда остается нерастворенным. Во избежание оплавления верхняя граница интервала температур предварительного нагрева должна быть ниже равновесной эвтектической температуры. Этот случай типичен для сплавов 2219, 2011 и 7178. Такие сплавы, как 2024, могут соответствовать либо сплаву X , либо $У$ в зависимости от содержания и соотношения легирующих элементов и примесей.

Начальная стадия оплавления (образования жидкой фазы) может происходить либо в равновесных, либо в неравновесных условиях. Ясно, что в сплаве $У$ на рис. 5.11 оплавление имеет место при температуре, равной или выше эвтектической. Однако вовсе не очевидно, что то же самое будет происходить в сплаве X , температура равновесного солидуса которого выше, чем у сплава $У$. Сплав X в литом состоянии содержит неравновесную эвтектику. Если повторный нагрев до температуры эвтектики производится с такой высокой скоростью, что растворимые интерметаллические соединения не могут раствориться, эвтектика оплавляется. Выдержка таких сплавов, как сплав X , в течение достаточного времени в интервале между температурами эвтектики и истинного солидуса приводит к исчезновению жидкой фазы, так как растворимые элементы переходят в раствор. Если содержание водорода в сплаве выше некоторого критического уровня, растворение элементов в жидкой фазе сопровождается образованием микропористости в местах расположения эвтектики. В высококачественном слитке размер этих микропор меньше, чем усадочная пористость. Рассмотренные выше закономерности применимы в равной мере к термически неупрочняемым и упрочняемым сплавам.

Реальная опасность перегрева имеет место в любом случае, когда в результате перегрева образуются такие дефекты микроструктуры, которые не могут быть исправлены при последующей обработке. Ими являются поры, ликвация, пузыри, трещины и сильное окисление поверхности.

Розетки (скопления оплавленного металла сферической формы), возникающие при кристаллизации эвтектики во время охлаждения после перегрева, очень хрупки и имеют высокую твердость. Их можно обнаружить в тонком листе, изготовленном из перегретого слитка большой толщины, несмотря на ряд термомеханических обработок, использованных при изготовлении листа.

5. 5. ОТЖИГ

Отжиг может быть необходим перед формообразованием или холодной деформацией термически упрочняемых сплавов, нагартованных при предшествующих операциях деформирования, или если материал был термически обработан. Рассмотренные в гл. 4 закономерности возврата и рекристаллизации термически неупрочняемых сплавов применимы и к отжигу термически упрочняемых сплавов. Однако используемые максимальные температуры и скорости охлаждения должны контролироваться более тщательно во избежание старения в процессе отжига или после него.

Тип отжига зависит от предшествующей термической и механической обработки и от структуры, которую имеет материал после этих операций. Обычно отжигают полуфабрикаты в состоянии F; повторный отжиг может быть необходим после частичного формообразования. В последнем случае процессы выделения и коагуляции уже прошли при предварительных операциях, и цель отжига — только устранение наклепа. Такой отжиг проводят при температуре около 345°C и выдержке, достаточной для равномерного прогрева. Скорости нагрева и охлаждения не являются определяющими в данном случае, хотя для получения мелкозернистой структуры предпочтителен быстрый нагрев.

Отжиг сплавов, предварительно термообработанных до состояний W, T3, T4, T6 и T8, должен обеспечить выделение равновесной фазы и ее коагуляцию. Режим такого отжига: нагрев в интервале от 355 до 410°C или несколько выше в течение 2–3 ч, последующее охлаждение до 260°C со скоростью 25–40 град/ч. Более медленное охлаждение приводит к образованию пластинчатых выделений и низкой пластичности листов сплавов серии 7XXX. В сплавах серии 2XXX при отжиге по указанному режиму большая часть меди выделяется из твердого раствора, в котором остается ее лишь 0,4–0,5 %. В сплавах серии 7XXX даже медленное охлаждение не обеспечивает достаточной полноты выделения, чтобы устранить влияние закалки и предотвратить естественное старение. Для достижения максимальной стабильности структуры и способности к формообразованию применяют дополнительный нагрев при 230°C в течение 2–6 ч. Однако даже после такой обработки материал, отоженный из термообработанного состояния, обычно имеет несколько худшую пластичность, чем не подвергавшийся предварительной термообработке. При отжиге тонких плакированных листов следует ограничить время выдержки при максимальной температуре во избежание усиленной диффузии в плакирующий слой. Отливки отжигают только в тех случаях, когда необходимо обеспечить жесткие требования к стабильности размеров или перед выполнением специфических операций формообразования.

5. 6. ЗАКАЛКА

5. 6. 1. Нагрев под закалку

Цель нагрева — перевести в твердый раствор максимально возможное количество упрочняющих элементов, например меди, магния, кремния или цинка. Для некоторых сплавов температура максимальной растворимости соответствует эвтектической. Следовательно, во избежание перегрева или частичного оплавления температура нагрева под закалку должна быть несколько ниже температуры максимальной растворимости. На рис. 5.12 показано влияние температуры нагрева под закалку на прочностные свойства сплавов 2014-T4 и 2014-T6. Для других сплавов, например 7029, допустим более широкий диапазон закалочных температур. Тем не менее при установлении верхнего предела температуры нагрева следует учитывать рост зерна, изменение поверхности материала и экономические факторы.

В некоторых сплавах, например 7075 и 7050, которые исходят из тем-

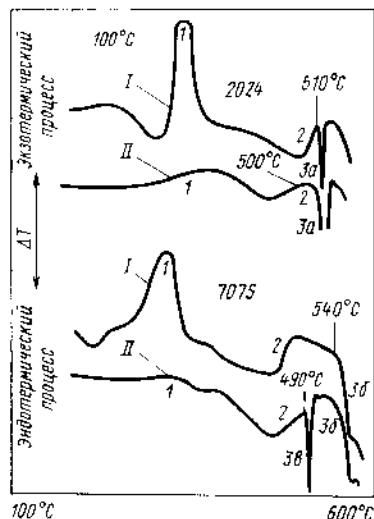
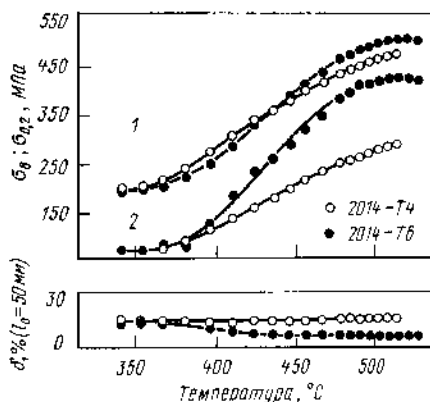


Рис. 5.12. Влияние температуры нагрева под закалку на прочностные свойства листов сплавов 2014-T4 и 2014-T6:

1 — пределы прочности; 2 — пределы текучести

Рис. 5.13. Кривые дифференциального термического анализа сплавов 2024 и 7075 в гомогенизированном (I) и негомогенизированном (II) состояниях (скорость нагрева $20^\circ\text{C}/\text{мин}$); температура начала плавления показана стрелками. Характерными перегибами на кривых являются:

1 — выделение из пересыщенного твердого раствора; 2 — повторное растворение выделившихся фаз; 3 — плавление: а — температура равновесной эвтектики сплава 2024; б — температура равновесного солидуса сплава 7075; в — температура плавления неравновесной эвтектики в сплаве 7075

пературы равновесного сольвуса и солидуса могли бы иметь более широкий диапазон закалочных температур, в определенных условиях обнаруживается начало оплавления при температурах гораздо более низких, чем закалочная. В гл. 3 показано, что в сплаве 7075 имеются две растворимые фазы: $MgZn_2$ (в которой некоторое количество цинка замещается алюминием и медью) и Al_2CuMg . Последняя фаза растворяется очень медленно. Локальные скопления этой фазы могут вызвать неравновесное расплавление в интервале между 485 и 490°C в условиях слишком быстрого нагрева до указанных температур.

На рис. 5.13 показаны кривые дифференциального термического анализа (ДТА). В образце сплава 7075 (среднего состава), который полностью отгомогенизирован и охлажден, оплавление начинается где-то выше 540°C, в то время как в негомогенизированном образце наблюдается эндотермический пик, свидетельствующий о начале плавления при 490°C. Сплав 2024 номинального состава не удается отгомогенизировать так, чтобы полностью удалить фазу S , и оплавление материала (как отгомогенизированного, так и негомогенизированного) начинается около 510°C. Кривые ДТА показывают, что различно только количество образующейся жидкой фазы.

На размер зерна термически упрочняемых алюминиевых сплавов сильно влияет степень холодной деформации, предшествующей нагреву. В общем, размер зерна уменьшается с увеличением степени холодной деформации. При небольших степенях деформации (обычно менее 15 %) при нагреве под закалку зерна могут вырасти до таких размеров, что в поперечном сечении стандартного разрывного образца будет всего несколько зерен. Хотя механические свойства термически упрочняемых сплавов обычно нечувствительны к размеру зерна, в данном случае это имеет значение, что иллюстрируют графики рис. 5.14. Когда закалке подвергают

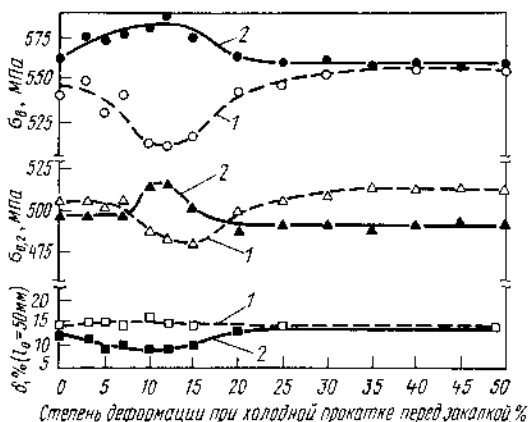


Рис. 5.14. Влияние холодной деформации перед закалкой на прочностные свойства листа сплава 7475-T6:

1 — продольные образцы; 2 — поперечные образцы

детали, формообразованные в отожженном состоянии, необходимо учитывать феномен критической деформации и стремиться к тому, чтобы во всех участках детали была достаточная степень деформации.

Для полуфабрикатов, которые подвергались холодной деформации и отжигу перед нагревом под закалку, технология отжига и скорость нагрева до температуры закалки также влияют на конечный размер зерна. Желательно, чтобы отожженный материал имел мелкозернистую структуру (что обеспечивает более равномерное распределение крупных выделений), а скорость нагрева была высокой. Частицы выделений служат зародышами центров рекристаллизации, и при высоких скоростях нагрева можно гарантировать, что образование этих центров начинается до того, как выделения растворятся. Нагревательной средой обычно служит воздух, для более быстрого нагрева выгоднее использовать расплавы солей или нагрев в кипящем слое.

Время выдержки при температуре нагрева под закалку зависит от вида полуфабриката и метода его изготовления (литой, деформированный и пр.), марки сплава, толщины сечения и других факторов, влияющих на микроструктуру. Эти факторы обуславливают количество легирующих элементов, растворившихся в твердом растворе при нагреве под закалку (или, наоборот, не вошедших в твердый раствор), размер и характер распределения выделений. Отливки, полученные методом литья в песчаные формы, обычно выдерживают при температуре закалки в течение 12 ч, для кокильного литья достаточно 8-ч нагрева благодаря мелкозернистой структуре материала. Для крупногабаритных деформируемых полуфабрикатов длительность выдержки тем больше, чем толще сечение. Когда деталь находится при температуре нагрева, скорость растворения выделений одинакова для данного размера частиц независимо от толщины сечения. Основными соображениями при выборе длительности нагрева под закалку являются необходимость обеспечения диффузии элементов для достижения гомогенности материала и опасность огрубления микроструктуры. Для нагрева тонких листов может быть достаточно всего нескольких минут. Во избежание усиленной диффузии меди в плакирующий слой время выдержки при нагреве плакированных листов должно быть ограничено минимально необходимым для обеспечения требуемых механических свойств. По этой же причине накладываются ограничения на повторную термообработку плакированных полуфабрикатов, поскольку состав плакировки быстро изменяется при нагреве, и она становится малоэффективной защитой от коррозии.

Повторная термообработка чревата и другими осложнениями. Если после закалки материал подвергся холодной деформации (состояния T3 и T8), степень деформации может оказаться критической, что приводит при последующей закалке к образованию крупнозернистой рекристаллизованной структуры. Нагрев под повторную закалку сплавов серии 2XXX следует проводить при температуре не ниже температуры первой закалки, а длительность нагрева необходимо сократить. В противном случае может понизиться коррозионная стойкость и сильно ухудшиться способность к формообразованию при холодной деформации.

Когда металл нагревают под закалку в печи, атмосфера которой содержит слишком большое количество влаги, возникает высокотемпературное окисление. Оно усугубляется, если влажная атмосфера загрязнена газами, содержащими серу. Высокотемпературное окисление проявляется в образовании круглых пор или трещин в толще металла и пузырей на его поверхности. Это явление объясняется выделением атомарного водорода, образующегося при взаимодействии влаги с поверхностью алюминия, диффузией атомарного водорода с последующим образованием молекулярного водорода в дефектных участках кристаллической решетки. Использование сухой атмосферы или атмосферы, содержащей пары фтористых солей, либо нагрев в среде трифтористого бора тормозят окисление.

Образование пор и пузырей может быть также следствием сильного, но временного перегрева. Механизм их образования аналогичен высокотемпературному окислению, если затем в течение цикла термообработки температура нагрева находится в нормальных пределах и поддерживается на одном уровне до момента охлаждения. В этом случае обогащенные легирующими элементами оплавленные участки исчезают при повторном затвердевании и растворении. Безусловно, и здесь определенную роль играет и водород, но главным фактором является частичное оплавление. Это явление можно отличить от высокотемпературного окисления благодаря различному распределению пор: при высокотемпературном окислении количество пор постепенно уменьшается с увеличением расстояния от поверхности. При перегреве поры распределяются по всему объему детали.

Образование микропустот может быть связано и с другим явлением. Растворимые фазы, содержащие магний, при своем растворении склонны к образованию микропор, особенно если частицы крупные, а скорость нагрева очень высока. Это связывают с разницей в плотности фазы и матрицы и недостатком времени для осуществления диффузии атомов алюминия в участки, где располагались фазы. Данных о вредном влиянии этих пор нет, хотя они присутствуют наряду с высокотемпературным окислением.

5.6.2. Охлаждение при закалке

Во многих случаях охлаждение от температуры нагрева под закалку является самой ответственной операцией в цикле термообработки. Цель закалки – фиксация твердого раствора, образованного при высокой температуре, посредством быстрого охлаждения до температуры, обычно близкой к комнатной. Это относится не только к сохранению в твердом растворе атомов легирующих компонентов, но и определенного минимального числа вакансий, что способствует ускорению низкотемпературной диффузии, необходимой для образования зон. Растворенные атомы, выделяющиеся по границам зерен в виде дисперсоидов или других частиц, а также вакансии, мигрирующие с исключительно высокой скоростью в участки с наибольшим искажением кристаллической решетки, не вносят свой вклад в последующее упрочнение.

Максимальные прочностные свойства и наилучшее сочетание прочности и вязкости достигаются после закалки с высокими скоростями охлаждения. Коррозионная стойкость и сопротивление коррозионному растрескиванию обычно повышаются при увеличении скорости охлаждения. Некоторые сплавы, применяемые в искусственно состаренном состоянии, в частности сплавы серии 7XXX, не содержащие меди, являются исключением из этого правила. Аргументы в пользу максимальной скорости не без недостатков, поскольку как поводка, так и остаточные напряжения возрастают с повышением скорости охлаждения. Кроме того, величина максимально достижимой скорости охлаждения уменьшается по мере увеличения толщины детали. Для понимания и прогнозирования влияния условий охлаждения и формы детали на свойства проведены многочисленные исследования.

Критический интервал температур. Принципы закалки дисперсионно твердеющих сплавов основаны на теории образования зародышей применительно к реакциям, происходящим в твердом состоянии и контролируемым процессом диффузии. Влияние температуры на кинетику старения зависит в основном от степени пересыщения и скорости диффузии. Эти факторы меняются с температурой диаметрально противоположно, как показано на рис. 5.15 для сплава состава C_1 двойной системы с кривой сольвуса C_S . Степень пересыщения после закалки ($C_1 - C_S$) представлена кривой S , а скорость диффузии — кривой D . Если значения S или D малы, то скорость выделения (кривая P) незначительна. При промежуточных температурах оба фактора, контролирующие скорость распада, действуют благоприятно, в результате чего возможна высокая скорость распада.

Финк и Уиллей первыми сделали попытку описать влияние скорости охлаждения при закалке на свойства алюминиевых сплавов [15]. Используя метод изотермической закалки, они построили S -кривые изменения прочности сплава 7075-T6 и коррозионной стойкости сплава 2024-T4. S -

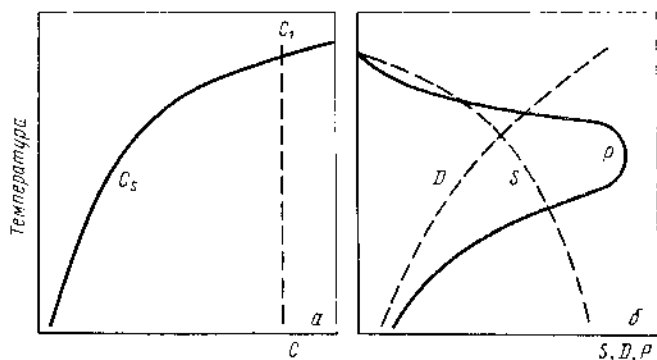


Рис. 5.15. Схема изменения концентрации твердого раствора (а) и факторов, определяющих скорость распада (б), в зависимости от температуры: C — концентрация; S — пересыщение; D — скорость диффузии; P — скорость выделения

кривые представляют собой геометрическое место точек, соответствующих выдержкам при различных температурах, которые необходимы для того, чтобы из твердого раствора выделялось достаточное количество легирующих элементов и либо понизилась прочность, либо произошли изменения в коррозионном поведении, например вместо питтинговой коррозии наблюдалась бы межкристаллитная. Анализ полученных кривых позволяет выбрать интервал температур, обеспечивающий наиболее высокую скорость распада. Финк и Уиллей назвали этот интервал критическим температурным интервалом.

Критический температурный интервал используют для сравнительной оценки чувствительности сплавов к условиям охлаждения. Для большого числа промышленных термически упрочняемых сплавов построены зависимости прочности от скорости охлаждения посредством закалки листов и плит различной толщины в разных средах, благодаря чему использован широкий спектр скоростей охлаждения в критическом температурном

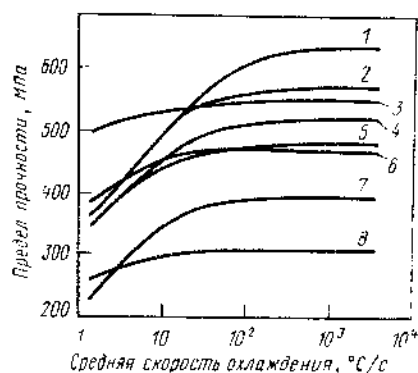


Рис. 5.16. Зависимость предела прочности от средней скорости охлаждения в интервале (400–290 °C) при закалке для сплавов:
 1 – 7178-T6; 2 – 7075-T6; 3 – 7050-T73; 4 – 7075-T73; 5 – 2014-T6; 6 – 2024-T4; 7 – 6070-T6; 8 – 6061-T6

интервале. Типичные кривые изменения прочности для нескольких сплавов представлены на рис. 5.16. Снижение прочности при уменьшении скорости охлаждения различно для сплавов разного состава. При сравнении двух сплавов один из них с более высокой прочностью в листах или тонкостенных профилях может иметь более низкие значения прочности в толстых шитах, массивных профилях или поковках. Относительное изменение прочности сплава при данной скорости охлаждения меняется в зависимости от состояния материала. Эти факторы оказывают существенное влияние на выбор сплава и состояние в каждом конкретном случае.

Анализ закалочного фактора. Для случаев, когда скорость охлаждения не меняется плавно, средняя скорость охлаждения и критический температурный интервал являются только качественными характеристиками при прогнозировании влияния скорости охлаждения и могут быть приняты как первое приближение [16]. В связи с этим была разработана специальная методика, известная как анализ закалочного фактора. В соот-

ветствии с этой методикой используется информация всей S -кривой. Кинетика распада при непрерывном охлаждении описывается уравнением

$$\xi = 1 - \exp(K\tau), \quad (5)$$

где ξ — доля распавшегося твердого раствора; K — постоянная, тогда

$$\tau f = \frac{dt}{C_t}, \quad (6)$$

где t — время; C — критическая выдержка как функция температуры (геометрическим методом критических выдержек является S -кривая).

Когда $\tau = 1$, доля распавшегося раствора ξ при данной температуре определяется отрезком до S -кривой от оси ординат. Интегральная величина τ обозначается как закалочный фактор, а методика использования S -кривой и кривой охлаждения для прогнозирования свойств материала называется анализом закалочного фактора. При проведении такого анализа величину приведенного выше интеграла определяют графически с заданной точностью, применяя способ, показанный на рис. 5.17. Примеры

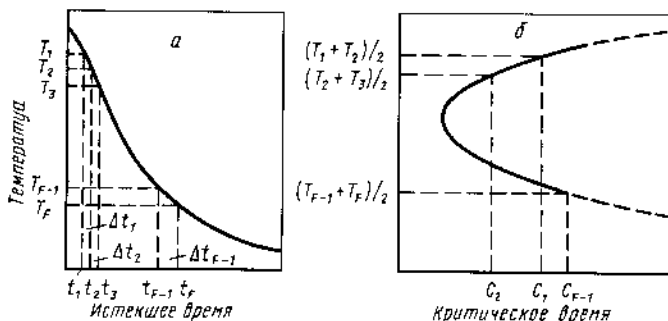
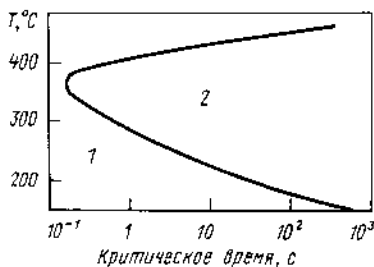


Рис. 5.17. Способ определения закалочного фактора τ по S -кривой (а) и кривой охлаждения (б). Закалочный фактор τ определяется по формуле:

$$\tau = \frac{\Delta t_1}{C_1} + \frac{\Delta t_2}{C_2} + \dots + \frac{\Delta t_{F-1}}{C_{F-1}}$$

Рис. 5.18. S -кривая для определения характера коррозионных поражений сплава 2024-T4:

1 — преимущественно питтинговая коррозия; 2 — преимущественно межкристаллитная коррозия



использования анализа закалочного фактора для прогнозирования коррозионной стойкости и предела текучести приведены далее в этой главе.

Прогнозирование коррозионных свойств. Сплав 2024-T4 склонен к межкристаллитной коррозии, если во время закалки в нем присутствует критическое количество растворимых выделений; при меньшем количестве выделений коррозия носит питтинговый характер. Для прогнозирования влияния условий охлаждения на коррозионную стойкость сплава строят кривую охлаждения и подсчитывают закалочный фактор, используя *S*-кривую, приведенную на рис. 5.18. Коррозионные свойства показаны на графике рис. 5.19.

При значениях закалочного фактора $\tau < 1,0$ и непрерывном охлаждении преобладающим типом коррозии сплава 2024-T4 являются питтинговые поражения.

Приведенные зависимости находят применение при изучении влияния предполагаемых изменений технологии охлаждения в расчетах новых охлаждающих систем. Например, целью предлагаемой системы охлаждения для листов сплава 2024-T4 является уменьшение коробления, но в то же время предотвращается склонность к межкристаллитной коррозии в листах толщиной до 3,2 мм. Коробление имеет место тогда, когда величина термических напряжений, вызванных разницей температур (по длине и ширине листа), превосходит предел текучести. Эта разница уменьшается по мере снижения скорости охлаждения, но при этом склонность к межкристаллитной коррозии возрастает. Анализ закалочного фактора

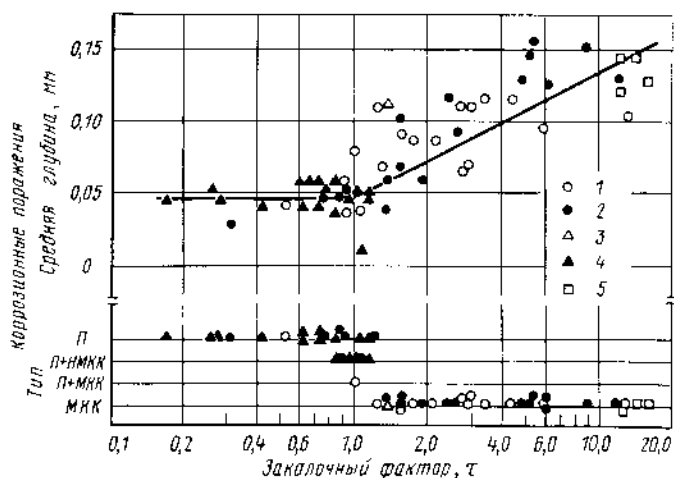


Рис. 5.19. Влияние закалочного фактора на коррозионные характеристики сплава 2024-T4 в зависимости от способа охлаждения при закалке:

1 — воздух — вода — воздух; 2 — вода — воздух; 3 — воздух — вода; 4 — вода; 5 — воздух.

Условные обозначения коррозионных поражений:

П — питтинговая коррозия; НМКК — незначительная межкристаллитная коррозия; МКК — межкристаллитная коррозия

позволяет прогнозировать влияние технологии ступенчатого охлаждения, используемого для снижения коробления, на характер коррозионного поведения материала.

В качестве примера рассмотрим кривые одно-, двух- и трехступенчатого охлаждения, по которым были рассчитаны коррозионные характеристики листа толщиной 3,2 мм сплава 2024-T4 (закалочный фактор $\tau = 0,99$). Эти кривые представлены на рис. 5.20, из их рассмотрения следует, что сплав 2024 можно закаливать со скоростью $475^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и выше. Скорости охлаждения менее $150^{\circ}\text{C}/\text{с}$ не использовались. Если охлаждение листа производится обдувкой сжатым воздухом со скоростью теплоотвода $5,68 \text{ Вт}/\text{м}^2$ на 1°C до 395°C , то скорость охлаждения в интервале от 395 до 150°C должна быть не менее $945^{\circ}\text{C}/\text{с}$ для обеспечения необходимых коррозионных свойств. Можно также закалить лист по трехступенчатой технологии: обдувом сжатым воздухом до 395°C , далее охлаждение в душирующей установке со скоростью охлаждения $3300^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до 245°C с последующим охлаждением сжатым воздухом до 150°C . Наиболее существенно то, что охлаждение сжатым воздухом нельзя продолжать до температур ниже 395°C , так как нельзя снова начинать охлаждение сжатым воздухом выше 270°C , даже если в интервале от 395 до 270°C обеспечиваются достаточные скорости охлаждения.

Для подтверждения возможности применения анализа закалочного фактора в целях прогнозирования коррозионных характеристик сплава 2024-T4 использованы экспериментальные методы непрерывного охлаждения и различные методы ступенчатой закалки. На рис. 5.19 показано влияние способа охлаждения при закалке на характер коррозии образцов из листов сплава 2024-T4. Полученные результаты подтвердили, что метод анализа закалочного фактора применим для всех способов охлаждения. Установлено также, что глубина коррозионных поражений постепенно возрастает при значениях закалочного фактора свыше 1,0.

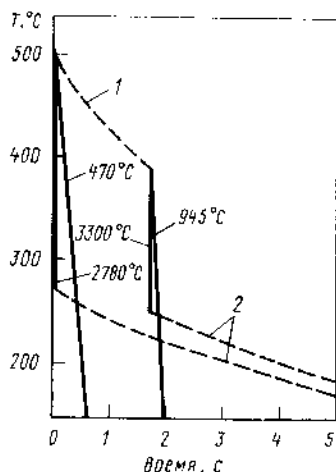


Рис. 5.20. Гипотетические кривые охлаждения для листа толщиной 3,2 мм сплава 2024-T4:

1 — охлаждение сжатым воздухом обеих поверхностей листа высотой $h = 100$ мм;
2 — охлаждение сжатым воздухом одной поверхности листа высотой $h = 100$ мм

Прогнозирование предела текучести представляет собой более сложную задачу, поскольку здесь необходимо знать зависимость между степенью распада твердого раствора и возможностью обеспечения заданного предела текучести в состаренном состоянии. Прочность сплавов серии 7XXX является функцией количества растворенного элемента, зафиксированного закалкой в твердом растворе, поскольку в начальной стадии старения происходит образование зон ГП, а затем появляется фаза η' . В этих условиях зависимость между прочностью σ , достигаемой после непрерывного охлаждения, и закалочным фактором можно представить в виде следующего уравнения:

$$\sigma = \sigma_{\max} \tau^{\text{exp}(K)}, \quad (7)$$

где σ_{\max} — прочность, достигаемая при максимально возможной скорости охлаждения; $K = 0,005013$ (натуральный логарифм числа 0,995).

Тогда

$$\tau = \int \frac{dt}{C_{99,5}}, \quad (8)$$

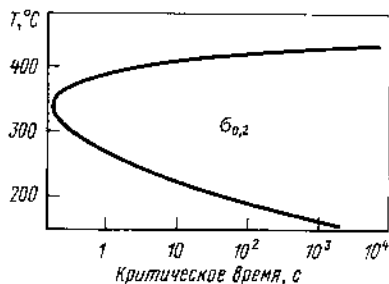
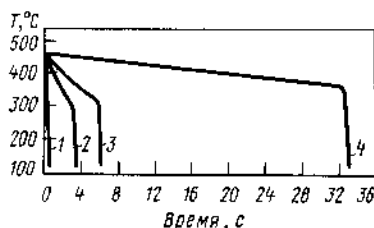


Рис. 5.21. Кривые охлаждения для листа толщиной 1,6 мм сплава 7075:

Способ охлаждения	Средняя скорость охлаждения в интервале 400–290°C, °C/c	Закалочный фактор, τ	Экспериментальные значения $\sigma_{0,2}$, МПа	Расчетные значения $\sigma_{0,2}$, МПа	
				прогноз по средней скорости охлаждения	прогноз по закалочному фактору
1 — в холодной воде	930	0,464	506	499	498
2 — в спирте до 290°C, затем в холодной воде	49	8,539	476	463	478
3 — в кипящей воде до 315°C, затем в холодной воде	29	15,327	458	443	463
4 — на воздухе до 370°C, затем в холодной воде	5	21,334	468	242	449

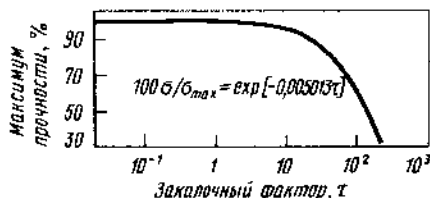
Рис. 5.22. С-кривая для определения предела текучести сплава 7075-Т6

где t — время, а $C_{99,5}$ — S -кривая для $\sigma_{99,5}$; критическое время как функция температуры представляет собой отрезок времени, в течение которого значение прочности снижается до $\sigma = 99,5\% \sigma_{\max}$.

Преимущество прогнозирования предела текучести посредством использования закалочного фактора вместо средней скорости охлаждения показывает следующее сравнение. Четыре образца сплава 7075 были закалены различными способами (рис. 5.21), а затем состарены до состояния Т6 в течение 24 ч при 120°C . Величина предела текучести была определена расчетным путем с использованием средней скорости охлаждения в интервале от 340 до 240°C , а также закалочного фактора. Значения закалочного фактора подсчитывали, исходя из S -кривой для $\sigma = 99,5\sigma_{\max}$ сплава 7075-Т6 (рис. 5.22), а для определения предела текучести использовали уравнение (3); графически это показано на рис. 5.23.

Рис. 5.23. Кривая для определения расчетных значений прочности с помощью закалочного фактора по уравнению:

$$100 \sigma / \sigma_{\max} = \exp(-0,005013 \tau)$$



Значения расчетных величин предела текучести и экспериментальные значения приведены в таблице к рис. 5.21. Расчетные значения предела текучести, полученные с использованием закалочного фактора, хорошо согласуются с экспериментальными значениями для всех образцов, максимальная погрешность составляет $19,3$ МПа. Разница между значениями предела текучести, рассчитанными на основании средней скорости охлаждения и экспериментальными значениями, равна 226 МПа.

Преимущество применения закалочного фактора для прогнозирования величины предела текучести на основе кривых охлаждения очевидно. Средняя скорость охлаждения не является определяющим фактором для кривых охлаждения, постоянным в течение длительного времени выше или ниже критического интервала температур от 340 до 290°C , как, например, для кривой 4 рис. 5.21. В таких случаях использование закалочного фактора для прогнозирования предела текучести особенно выгодно.

Размеры и форма полуфабриката. В условиях промышленного производства форма и размеры полуфабрикатов не могут быть выбраны произвольно. Из-за того что теплоотвод при охлаждении ограничен в основном сопротивлением на поверхности контакта с охлаждающей средой, скорость охлаждения является функцией отношения площади поверхности к объему. Величина этого отношения сильно колеблется в зависимости от формы полуфабриката. Для листов и плит, а также других полуфабрикатов такой же формы средняя скорость охлаждения (по измерениям в сердцевине изделий в критическом температурном интервале) меняется с толщиной по сравнительно простому закону:

$$\log r_1 = \log r_2 - k \log t,$$

где r_1 — средняя скорость охлаждения пластины толщиной t ; r_2 — средняя скорость охлаждения пластины толщиной 1 см; K — постоянная.

Экспериментально определенные скорости охлаждения полуфабрикатов толщиной от 1,6 до 20 мм, закаленных в воде разной температуры и в неподвижном воздухе, показаны на рис. 5.24. Экспериментально построенные зависимости между толщиной пластин и диаметром круглых (или размерами квадратных) образцов при равных скоростях охлаждения приведены на рис. 5.25.

Пунктиром в правом верхнем углу рис. 5.24 показаны максимальные скорости охлаждения, рассчитанные для плоскости, проходящей через середину толщины пластины, в предположении, что коэффициент теплопередачи относится к бесконечно большой поверхности, а коэффициент диффузии равен $1400 \text{ см}^2/\text{с}$ [17]. Скоростей, превышающих величины, определенные этой линией, не наблюдалось, хотя скорости, близкие к расчетным, были зарегистрированы при закалке в струях. Поскольку скорости охлаждения, показанные на рис. 5.24, относятся к участкам сечения полуфабриката, наиболее удаленным от поверхности, они являются самыми низкими, которые могут иметь место при закалке листов или плит. Участки металла у поверхности изделия охлаждаются со значительно более высокими скоростями.

Охлаждающая среда. Вода — самая распространенная и наиболее эффективная охлаждающая среда. Из рассмотрения графиков рис. 5.24 следует, что скорость охлаждения уменьшается с повышением температуры воды.

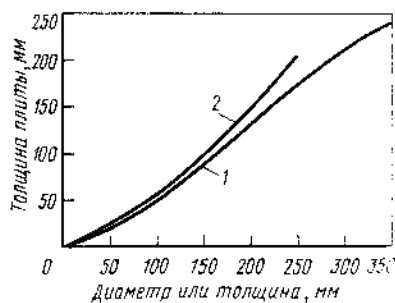
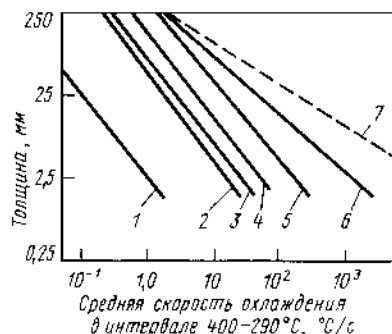


Рис. 5.24. Влияние толщины полуфабриката на среднюю скорость охлаждения при закалке (в интервале $400\text{--}290^\circ\text{C}$) в зависимости от закалочной среды (замер скорости охлаждения в сердцевине листа или плиты):

1 — охлаждение на воздухе; 2 — 6 — охлаждение в воде температуры: 2 — 100°C ; 3 — 93°C ; 4 — 82°C ; 5 — 66°C ; 6 — 24°C ; 7 — расчетная скорость, исходя из мгновенного охлаждения поверхности от 468 до 99°C

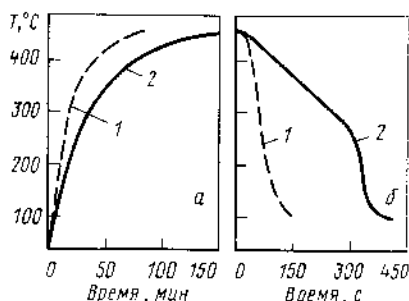
Рис. 5.25. Соотношение между диаметром прутков (1), размерами полос квадратного сечения (2) и толщиной плит при одинаковой скорости охлаждения в интервале $400\text{--}290^\circ\text{C}$ (замер скорости производили в центре сечения)

Условия, способствующие стабилизации паровой рубашки вокруг охлаждаемого изделия, снижают скорость охлаждения; различные добавки к воде, уменьшающие поверхностное натяжение, оказывают аналогичный эффект. Более медленное охлаждение происходит также при добавке к воде веществ, образующих на горячем металле пленку в виде покрытия, например полиакриленгликоль. Органические охлаждающие среды обеспечивают более медленное охлаждение, чем вода. Для исследования изотермической закалки (закалка – старение) применялись расплавы солей и легкоплавких эвтектик; такая обработка имеет некоторое преимущество для сплавов, на свойствах которых отрицательно сказывается перерыв между закалкой и старением. Тонкостенные прессованные полуфабрикаты из низколегированных сплавов, которые менее чувствительны к скорости охлаждения (например, сплав 6063), можно закалывать на прессе в струе сжатого воздуха.

Другие факторы. Скорости охлаждения при закалке очень чувствительны к состоянию поверхности. Наименьшие скорости охлаждения наблюдаются у деталей, имеющих чистые, только что механически обработанные или светлые травленные поверхности или если на поверхности детали имеется специальное покрытие для уменьшения теплоотвода. При наличии продуктов окисления или загрязнения поверхности скорость охлаждения возрастает. Дальнейшее увеличение скорости охлаждения возможно путем применения покрытий с низкой отражательной способностью, которые способствуют также ускорению нагрева (рис. 5.26). Шероховатость поверхности оказывает аналогичное действие, что связано, вероятно, с ухудшением стабильности паровой пленки. Для деталей сложной конфигурации, например, отливок или штамповок, от способа погружения в закалочную среду существенно зависит относительная скорость охлаждения детали в различных ее участках, что влияет на механические свойства и величину остаточных напряжений. При закалке прессованных профилей сложной формы с разной толщиной стенок возникает много трудностей в связи с необходимостью снижения коробления и остаточных напряжений. При операциях термообработки основным фактором, определяющим скорость охлаждения, может быть распределение деталей в садке. При закалке погружением необходимо обеспечить соответствующий объем охлаждающей среды, чтобы предотвратить ее чрезмерный перегрев. При

Рис. 5.26. Влияние состояния поверхности цилиндра (диаметром 165 мм, высотой 216 мм) на скорость нагрева в воздушной печи (а) и охлаждения в воде температуры 93 °С (б):

1 – с черным покрытием; 2 – механически обработанная. Температуру измеряли в центре цилиндра



закалке в струях воды следует избегать слишком быстрого локального охлаждения.

Разогрев в процессе охлаждения при закалке. Результаты недавно проведенных исследований показывают, что если во время охлаждения при закалке деталь охлаждена ниже критического интервала температур и после этого происходит подъем температуры, то прогнозировать прочность материала не удастся ни с помощью средней скорости охлаждения в критическом интервале температур, ни с использованием анализа закалочного фактора [19, 20]. В этих условиях прочность материала в нагретых участках может быть значительно ниже, чем в других. Возникновение этого явления наиболее вероятно при струйном охлаждении, когда поверхность изделия быстро охлаждается направленной струей, но, если прервать охлаждение, она вновь нагревается потоком тепла от более горячих внутренних участков. В недавно проведенном исследовании [21] приведено объяснение механизма значительного снижения прочности в участках прессованных полуфабрикатов сплава 2024, которые подвергали разогреву в процессе охлаждения в лабораторных условиях. Зарождение выделений затруднено в процессе охлаждения, поэтому образуется небольшое количество фаз S или S' . Предполагается, что во время разогрева из зон ГП, гомогенно образующихся при снижении температуры ниже сольвуса зон ГП при охлаждении, вырастает большое количество выделений.

Прогнозирование прочности полуфабрикатов больших толщин. Влияние скорости закалки на прочностные свойства может быть представлено графиком, сходным с приведенным на рис. 5.16, а скорости охлаждения полуфабрикатов различных форм и размеров могут быть определены из графиков рис. 5.24 и 5.25. Тем не менее прогнозирование механических свойств с учетом обоих видов информации следует производить с осторожностью. Например, встречаются противоречия при сопоставлении свойств полуфабрикатов больших толщин, закаленных с высокими скоростями, со свойствами более тонких полуфабрикатов, закаленных в средах, обеспечивающих более мягкие условия охлаждения. Считается, что одним из источников таких противоречий является разная форма кривых охлаждения; трудность такого рода можно преодолеть, используя

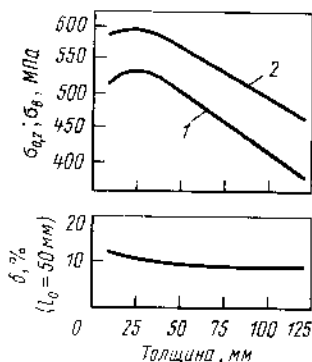


Рис. 5.27. Зависимость средних механических свойств плиты сплава 7075-T651 от толщины: 1 — $\sigma_{0,2}$; 2 — σ_B

для оценки метод анализа закалочного фактора. Другая причина — различие в степени рекристаллизации и текстуре толстых и тонких сечений.

Был проведен тщательный анализ испытаний большого числа производственных партий катаных, кованых и прессованных полуфабрикатов, максимальная разница в толщине которых не превышала 20 см. Установлено, что пределы прочности и текучести уменьшаются при увеличении толщины свыше 25 мм по линейному закону. Это показано на графике изменения средних значений свойств плит сплава 7075-T651 (рис. 5.27). Изменение хода кривой при толщинах менее 25 мм связано с переходом от полностью рекристаллизованной структуры и частично рекристаллизованной. При повторной термообработке образцов одинаковых размеров, вырезанных из полуфабрикатов толщиной более 25 мм, различия в прочностных свойствах в зависимости от толщины не обнаружено. Это указывает на то, что скорость охлаждения является основным фактором, определяющим различие в свойствах полуфабрикатов толщиной свыше 25 мм.

Коррозионная стойкость. Скорость охлаждения при закалке оказывает существенное влияние на коррозионную стойкость и тип коррозии термически упрочняемых сплавов. Обширные исследования, выполненные на листах сплава 7075-T6, показали, что при достаточно высокой скорости охлаждения сплав становится склонным к межкристаллитной и расслаивающей коррозии, а также к коррозии под напряжением.

Для изучения изменения коррозионных свойств сплава 7075-T6 были использованы такие же экспериментальные методы охлаждения, которые применялись при определении критического температурного интервала. Наиболее интенсивное изменение как прочностных, так и коррозионных свойств происходит в одном и том же критическом интервале температур. На рис. 5.28 показана корреляция между пределом прочности, потерей прочности после испытаний в течение 12 недель в 3,5 % NaCl, типом и максимальной глубиной коррозии в растворе NaCl+H₂O₂ и средними скоростями охлаждения в критическом температурном интервале. Наибо-

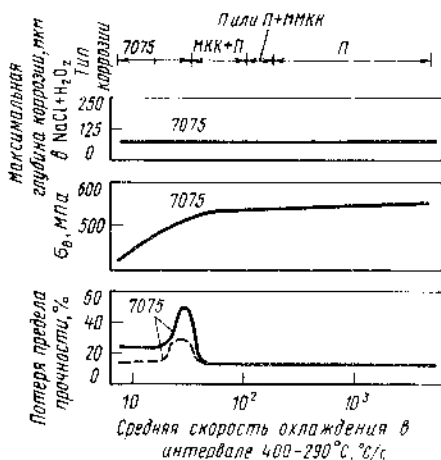


Рис. 5.28. Влияние скорости закалки в интервале 400–290 °С на прочность и коррозионную стойкость листа сплава 7075-T6 (B.W.Lifka, D.O.Sprows, Alcoa Research Laboratories):

МКК — межкристаллитная; П — питтинговая; ММКК — незначительная межкристаллитная

лее быстрое снижение прочности имеет место при скоростях охлаждения, несколько превышающих скорости, оказывающие наибольшее влияние на коррозионные свойства. Для полного предотвращения появления межкристаллитной коррозии необходимы скорости охлаждения более $165^{\circ}\text{C}/\text{с}$, что невозможно обеспечить при закалке массивных полуфабрикатов. Поэтому, если детали больших толщин должны длительно эксплуатироваться в условиях, способствующих возникновению коррозии под напряжением в высотном направлении, предпочтительно использование состояния Т73 для сплава 7075 [22]. При низком уровне напряжений в высотном направлении и необходимости повышенного сопротивления расслаивающей коррозии часто применяют сплав 7075 в состоянии Т76 со свойствами, промежуточными между 7075-Т6 и 7075-Т73. Сравнительно недавно разработанные сплавы 7049-Т73 и 7050-Т74 обладают прекрасным сочетанием прочности и сопротивления коррозии под напряжением, особенно в массивных полуфабрикатах.

Задержка охлаждения при закалке. Задержка переноса деталей из нагревательного агрегата в закалочный бак влияет на свойства так же, как уменьшение средней скорости охлаждения. Поскольку скорость охлаждения на воздухе при переносе садки в значительной мере зависит от массы, толщины и расположения деталей в садке и в меньшей степени от температуры воздуха, скорости передвижения садки и излучательной способности материала, допустимое время переноса (или задержки охлаждения) изменяется в зависимости от этих факторов. В некоторых технических условиях регламентируют максимальное время переноса 5–15 с для листов толщиной 0,4–2,0 мм. Анализ закалочного фактора показывает, что максимально допустимое время переноса является также функцией условий последующего охлаждения. Если охлаждение производится менее резко, чем в холодную воду, длительность перерыва между нагревом и охлаждением должна быть меньше.

Вязкость разрушения. Образование выделений при закалке происходит в первую очередь по границам зерен с большими углами разориентировки. Пограничные выделения и связанная с их образованием зона, свободная от выделений, возникающая после старения, представляют собой участки наиболее вероятного направления распространения разрушения. Следовательно, уменьшение скорости охлаждения, как правило, увеличивает долю межкристаллитного разрушения и снижает вязкость разрушения высоколегированных сплавов, особенно в состоянии Т6. Это явление нельзя надежно обнаружить посредством обычного контроля свойств при растяжении, поскольку на величину пределов прочности и текучести и относительного удлинения не влияет межкристаллитный характер разрушения. Для этой цели следует использовать образцы либо с острым надрезом, либо с трещиной. Результаты испытаний при внецентренном растяжении надрезанных образцов из листов сплава 7075-Т6, закаленных в холодной и горячей воде, показывают (рис. 5.29), что вязкость разрушения может существенно уменьшаться при незначительном снижении прочности. Интенсивный распад внутри зерен либо в результате дальнейшего уменьшения скорости охлаждения при закалке, либо при перестаривании приводит

к уменьшению прочности. При достаточно большом снижении прочности начинается подъем вязкости разрушения (рис. 5.30). Однако наилучшее сочетание прочности и вязкости разрушения имеет материал, закаленный с высокой скоростью охлаждения и состаренный до максимума прочности.

Хотя при применении сплавов системы Al—Mg—Si в ответственных деталях не оговариваются специальные требования по вязкости разрушения, эта характеристика в состояниях T6 и T5 может также снижаться, если скорость охлаждения будет достаточно малой и по границам зерен образуются крупные выделения. Это особенно характерно для случая, когда содержание кремния в сплаве превышает количество, необходимое для образования фазы Mg₂Si и при отсутствии элементов — антикристаллизаторов. В исключительных случаях разрушение при растягивающих нагрузках носит полностью межкристаллитный характер.

Остаточные напряжения являются следствием температурного градиента при охлаждении. Температурный градиент вызывает пластическую деформацию при неоднородном расширении или сжатии детали в процессе нагрева или охлаждения [23, 24]. Благодаря тому, что поверхность детали охлаждается в первую очередь, поверхностные слои оказывают сжимаю-

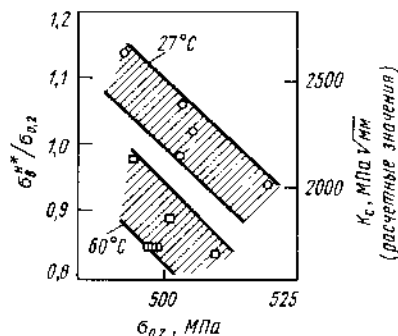
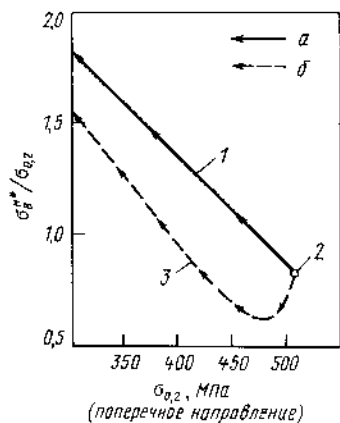


Рис. 5.29. Влияние температуры воды при закалке на вязкость разрушения (оцениваемую сопротивлением разрушению при внецентренном растяжении листового образца с острым боковым надрезом σ_B^H) и величину отношения $\sigma_B^H / \sigma_{0,2}$ листа сплава 7075 (поперечное направление)

Рис. 5.30. Влияние условий закалки и старения на вязкость разрушения (оцениваемую сопротивлением разрушению при внецентренном растяжении листового образца с острым боковым надрезом σ_B^H) и величину отношения $\sigma_B^H / \sigma_{0,2}$ листа сплава 7050:

a — увеличение продолжительности перестаривания: 1 — закалка в холодной воде и перестаривание; 2 — закалка в холодной воде и старение на максимум прочности; *b* — уменьшение скорости охлаждения при закалке: 3 — медленная закалка и старение на максимум прочности



щее действие на внутренние. Ответная реакция вызывает растягивающие напряжения на поверхности. Поверхностный слой пластически деформируется при растягивающих напряжениях выше напряжения течения материала. В результате суммарного воздействия поверхность детали находится под действием сжимающих напряжений, а сердцевина — растягивающих. Когда деталь полностью охлаждена, в ней сохраняется состояние равновесия, при этом высокие сжимающие напряжения на поверхности уравновешиваются растягивающими во внутренних участках. Обычно сжимающие напряжения в поверхностных слоях цилиндрической детали действуют в двух направлениях (продольном и тангенциальном), а растягивающие напряжения в сердцевине — в трех направлениях (продольном, тангенциальном и радиальном) — рис. 5.31.

Величина остаточных напряжений непосредственно связана с температурным градиентом при закалке. Факторы, снижающие этот градиент, уменьшают и остаточные напряжения [25]. На температурный градиент

влияют температура детали в начальный момент закалки, скорость охлаждения, размеры сечения и разница в размерах сечения для деталей, не имеющих форму пластины. Для детали определенной формы и толщины снижение температуры нагрева под закалку или уменьшение скорости охлаждения приводит к снижению величины остаточных напряжений благодаря уменьшению температурного градиента. Рис. 5.32 и 5.33 иллюстрируют влияние температуры нагрева под закалку и скорости охлаждения соответственно. При данной скорости охлаждения температурный градиент выше в сечении большего диаметра или толщины, чем в более мелких деталях. Поэтому остаточные напряжения в массивных сечениях выше (рис. 5.34). В деталях с большой разницей размеров поперечного сечения высокие градиенты температур могут быть значительно снижены путем использования изоляции или покрытий в более тонких участках, что уменьшает скорость закалки и приближает условия охлаждения к более массивным участкам.

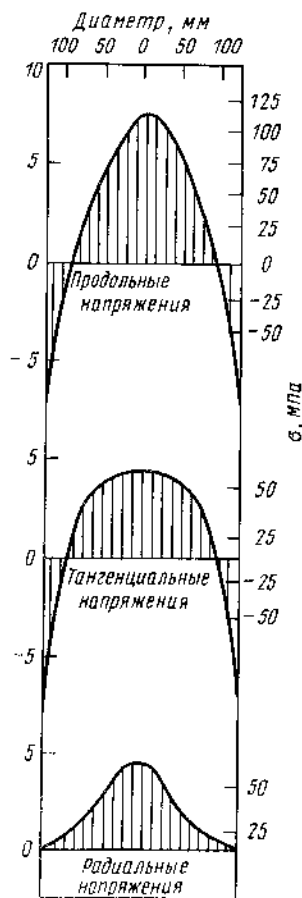


Рис. 5.31. Диаграмма остаточных напряжений для сплава 2014, закаленного от 500 °С в холодной воде

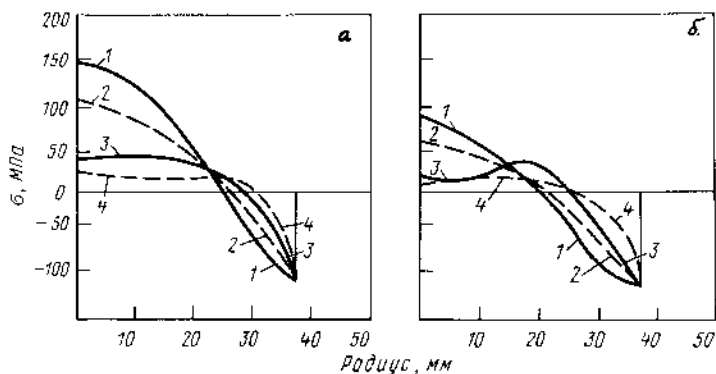


Рис. 5.32. Влияние температуры нагрева под закалку на величину остаточных напряжений в продольном (а) и поперечном (б) направлениях в цилиндрах диаметром 76 мм, высотой 229 мм сплава 5052, закаленных в воде при 24 °С от температур:

1 – 480 °С; 2 – 370 °С; 3 – 315 °С; 4 – 260 °С

Уровень остаточных напряжений, возникающих при закалке, отличается для различных сплавов. Это связано с существенно различным составом сплава, который определенным образом влияет на величину температурного градиента, и с величиной пластической деформации, имеющей место при закалке. Высокому уровню остаточных напряжений способствуют высокие значения модуля упругости, предела пропорциональности при комнатной и повышенных температурах и коэффициента термического расширения и низкие значения коэффициента теплопроводности.

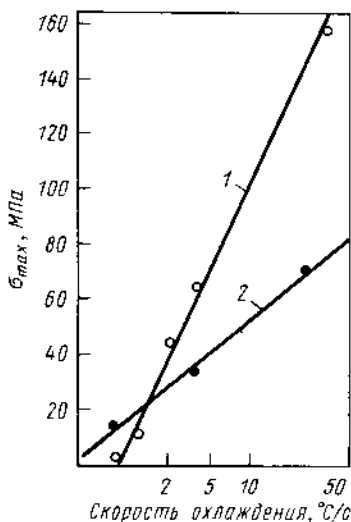


Рис. 5.33. Влияние скорости закалки на максимальные остаточные напряжения (в продольном направлении) в цилиндрах диаметром 76 мм, высотой 229 мм сплавов 2014 и 355, закаленных от 500 до 525 °С соответственно:

1 – сплав 2014; 2 – сплав 355

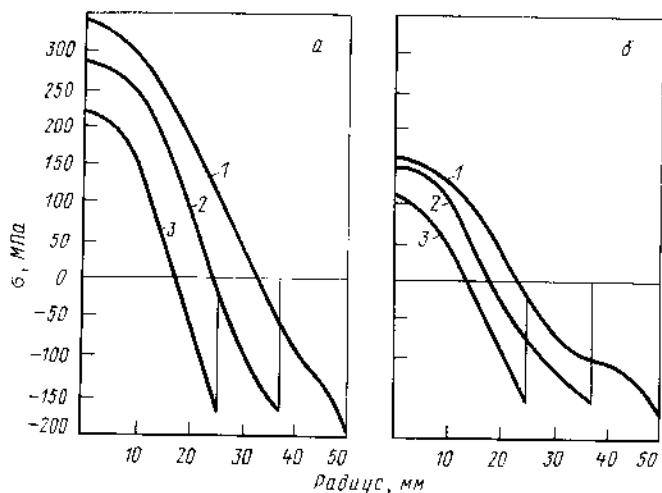


Рис. 5.34. Остаточные напряжения в продольном (а) и тангенциальном (б) направлениях в цилиндрах сплава 2014, закаленных от 505 °С в воде температуры 20 °С, в зависимости от размера цилиндра:
 1 — диаметр 107 мм, высота 305 мм; 2 — диаметр 76 мм, высота 229 мм;
 3 — диаметр 51 мм, высота 152 мм

Указанные факторы в разной степени влияют на величину остаточных напряжений; особенно существенно влияние коэффициента термического расширения и предела текучести при повышенной температуре. Например, низкий коэффициент термического расширения может "контролировать" высокий предел пропорциональности; в результате уровень остаточных напряжений будет низким. В другом случае, например в сплаве 2014, могут возникать высокие остаточные напряжения вследствие высокой прочности при повышенных температурах, при среднем уровне коэффициента термического расширения, модуля упругости и коэффициента теплопроводности.

Влияние остаточных закалочных напряжений необходимо учитывать при применении термообрабатываемых деталей. Если детали не подвергаются механической обработке, в поверхностных слоях имеют место остаточные сжимающие напряжения, которые благоприятны, поскольку при этом уменьшается вероятность коррозии под напряжением или возникновения усталостного разрушения. Однако в большинстве случаев термически обработанные детали подвергаются механической обработке. Если закалочные напряжения не устранены, они могут вызвать нежелательное коробление или изменение размеров при механической обработке. При снятии металла нарушается баланс остаточных напряжений, а новая система напряжений, восстанавливающая равновесие, обычно приводит к короблению детали. Более того, при полностью сбалансированной системе напряжений механически обработанные поверхности готовой детали могут

находиться под действием растягивающих напряжений, которые способствуют возникновению коррозии под напряжением или усталостного разрушения.

Из-за большого практического значения остаточных напряжений при применении термически обработанных деталей были разработаны различные методы либо снижения уровня остаточных напряжений, возникающих при закалке, либо устранения их после закалки. Обычно для снятия напряжений в термически обработанных деталях используют механическую и термическую обработки. Для предотвращения возникновения высоких остаточных напряжений при закалке снижают скорость охлаждения с целью обеспечения минимальных температурных градиентов. Общепринятым способом является применение закалочных сред, обеспечивающих менее быстрое охлаждение при закалке деталей неправильной формы, в которых невозможно полностью устранить остаточные напряжения путем последующей холодной деформации (правки). Стандартным методом, используемым с этой целью при закалке штамповок и отливок, является закалка в горячей ($60 - 80^{\circ}\text{C}$) или кипящей воде. Однако при этом в некоторых случаях у сплавов, чувствительных к скорости охлаждения, наблюдается снижение механических свойств, в особенности прочности и вязкости разрушения. При снижении скорости охлаждения может также усиливаться склонность к межкристаллитной коррозии. Эффективной закалочной средой для обеспечения минимальных остаточных напряжений и коробления при меньшей потере свойств является жидкий органический полимер — полиалкиленгликоль 10–40 % (объемн.) в водном растворе [26–28]. При закалке в этой среде на поверхности горячей детали немедленно образуется пленка из жидкого полимера. Благодаря снижению скорости теплоотвода эта пленка уменьшает температурные градиенты. Были предложены другие добавки к воде, например суспензии минеральных порошков. Прессованные и катаные профили можно охлаждать потоком воздуха, водяным туманом или струями воды. С точки зрения экономики производства, сокращения операций правки или упрощения механической обработки часто предпочитают использование более мягких закалочных сред из-за более низкого уровня остаточных напряжений. В других случаях очень важно снизить уровень растягивающих напряжений в механически обработанных участках поверхности готовой детали. При изготовлении крупных, сложных деталей из штамповок или поковок термообработку проводят обычно после черновой механической обработки; это способствует снижению остаточных напряжений.

Благодаря зависимости между прочностными свойствами и остаточными напряжениями разработаны методы анализа, сочетающие прогнозирование свойств на основании анализа закалочного фактора и уровня остаточных напряжений путем анализа теплоотвода и других параметров. В соответствии с одним из таких методов остаточные напряжения могут быть значительно снижены при сохранении прочностных свойств такими же, как при закалке в холодной воде, если скорость охлаждения мала в начальный момент закалки, но затем постепенно увеличивается [29]. Запатентован другой метод, предусматривающий устранение поводок в деталях различной толщины без снижения механических свойств [30].

5. 7. СТАРЕНИЕ

5. 7. 1. Старение при комнатной температуре (естественное старение)

Большинство термически упрочняемых сплавов способно упрочняться после закалки путем естественного старения при комнатной температуре. Скорость и степень упрочнения различны для каждого сплава. Изменения микроструктуры, происходящие при естественном старении (кроме длительно состаренных сплавов серии 7XXX), невозможно обнаружить методом световой микроскопии, так как эффект упрочнения связан только с образованием зон внутри твердого раствора. Закономерности изменения прочностных свойств трех наиболее широко применяемых промышленных сплавов, состаренных при комнатной температуре, 0°C и 18°C , показаны на рис. 5.35. В сплавах 2024 и 2036 наибольшее упрочнение имеет место в первые сутки старения при комнатной температуре; стабильность механических свойств обеспечивается после четырех суток старения. Эти сплавы широко используют в естественно состаренных состояниях: T4, T3 и T361 для сплава 2024 и T4 для сплава 2036. Сплавы 6061, 6009 и 6010 стареют более медленно. Сплав 6061 можно применять в состоянии T4, однако чаще он используется в состоянии T6 (после искусственного старения). Сплавы 6009 и 6010, как правило, применяют в состоянии T4.

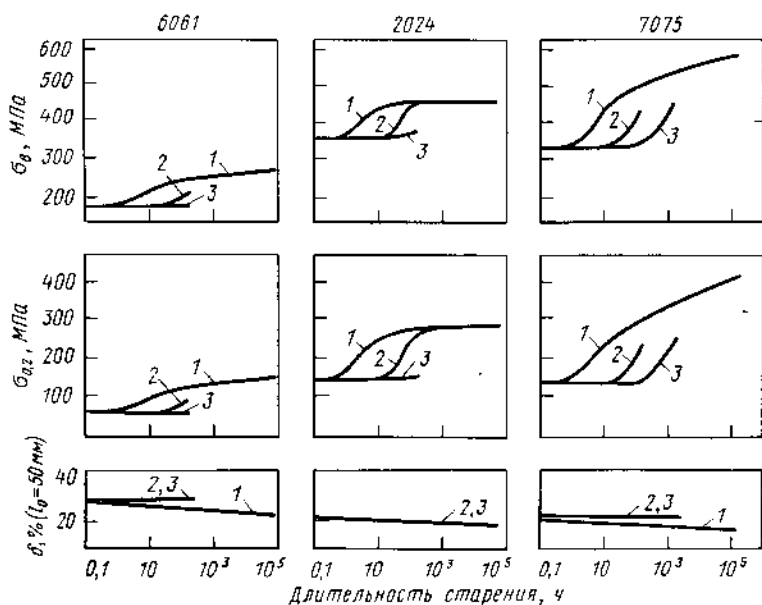


Рис. 5.35. Изменение свойств листов сплавов 6061, 2024 и 7075 в процессе старения при комнатной температуре (1), 0°C (2) и минус 18°C (J.A.Nock, Alcoa Research Laboratories)

Однако эти сплавы обычно используют в автомобильной промышленности для окрашиваемых деталей, подвергающихся нагреву для сушки покрытия. Поэтому значительное повышение прочности в указанных сплавах реализуется в процессе этого нагрева, который эквивалентен искусственному старению. Сплав 7075 и другие сплавы серии 7XXX продолжают стариться при комнатной температуре неопределенно долгое время, поэтому они очень редко применяются в состоянии *W*.

Вследствие того что термически упрочняемые сплавы после закалки более мягки и пластичны, чем в состаренном состоянии, операции правки и формообразования целесообразно производить в свежезакаленном состоянии. Для многих сплавов эти операции должны быть проведены до начала значительного упрочнения при естественном старении. В качестве альтернативы для задержки старения используют хранение деталей в холодильниках (см. рис. 5.35), либо подвергают обработке на возврат, при которой происходит растворение зон ГП. Листы из более новых сплавов для автомобильных кузовов сохраняют высокую способность к формообразованию даже после длительного естественного старения. Локализованный наклеп и остаточные напряжения, вносимые в деталь при операциях формообразования после закалки, могут отрицательно сказываться на усталостных свойствах или на сопротивлении коррозии под напряжением. Во избежание этого в ответственных случаях операции формообразования предпочтительно производить до термической обработки. В некоторых случаях допускается формообразование в свежезакаленном состоянии.

Электро- и теплопроводность большинства термически упрочняемых сплавов уменьшаются в процессе естественного старения. Это составляет резкий контраст с изменениями, происходящими в процессе старения при повышенных температурах. Кривые изменения электропроводности трех сплавов, представляющих основные типы промышленных сплавов, показаны на рис. 5.36. Поскольку снижение концентрации твердого раствора обычно повышает электро- и теплопроводность, наблюдаемое в данном случае снижение рассматривается как важное доказательство того, что естественное старение представляет собой процесс образования зон, а не

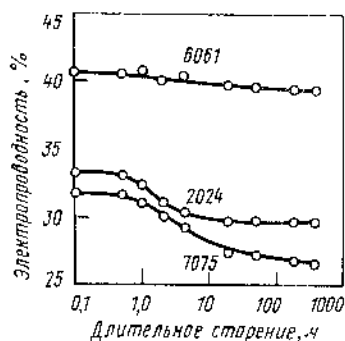


Рис. 5.36. Влияние длительности естественного старения на электропроводность закаленных листов сплавов 6061, 2024 и 7075

выделение в чистом виде. Пониженная проводимость связывается с ухудшением совершенства кристаллической решетки.

Литые детали применяют в естественно состаренном состоянии T4 сравнительно редко, а именно в тех случаях, где важна высокая пластичность. Упрочнение происходит после закалки, причем скорость упрочнения существенно зависит от состава сплава. У литейного сплава марки 220 системы Al—Mg, обычно используемого в состоянии T4, постепенное повышение прочности длится годами. В литейных сплавах системы Al—Zn—Mg, которые применяются без термообработки, относительно быстрое изменение механических свойств имеет место в первые три-четыре недели старения при комнатной температуре, дальнейшее старение проходит с постепенно уменьшающейся скоростью. В этих сплавах достаточная концентрация легирующих элементов в твердом растворе обеспечивается охлаждением в изложнице, что позволяет существенно повысить прочность при старении.

5. 8. ФАЗОВОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПРИ СТАРЕНИИ (ИСКУССТВЕННОЕ СТАРЕНИЕ)

Влияние процесса выделения на механические свойства значительно ускоряется и усиливается при нагреве закаленного материала в интервале 95—205°C. Действие нагрева проявляется не только в изменении скорости реакции; как отмечалось ранее, структурные изменения, происходящие при повышенных температурах, коренным образом отличаются от имеющих место при комнатной. Эти различия отражаются на механических характеристиках и физических свойствах. Для старения при повышенных температурах характерно увеличение предела текучести в большей степени, чем предела прочности. Пластичность (относительное удлинение) и вязкость разрушения при этом снижаются. Таким образом, сплав в состоянии T6 имеет более высокую прочность и более низкую пластичность, чем в состоянии T4. При перестаривании снижаются как предел прочности, так и предел текучести, но пластичность обычно не восстанавливается соответственно снижению прочности; поэтому считают, что сочетание прочностных и пластических свойств при перестаривании хуже, чем в состоянии T6 или в недостаренном состоянии.

Однако целесообразность применения перестаренного состояния может быть продиктована другими факторами. В определенных случаях сопротивление коррозии под напряжением, которое значительно повышается в перестаренном состоянии у некоторых сплавов, является более важным критерием, чем прочность; большая размерная стабильность деталей, предназначенных для эксплуатации при повышенных температурах, обеспечивается также при перестаривании. У сплавов серии 7XXX при увеличении степени перестаривания повышается сопротивление росту усталостной трещины в коррозионной среде как при постоянном по величине напряжении, так и при спектре нагрузок. Именно на этом основании недавно было принято решение о применении сплава 7475-T73 в самолетах-истребителях.

Кривые старения (изотермы старения), показывающие изменение прочностных свойств во времени при постоянной температуре, построены для большинства промышленных сплавов при нескольких температурах в широких временных интервалах. Для иллюстрации основных закономерностей на рис. 5.37 приведены кривые старения сплавов 2014 (система Al-Cu-Mg-Si) и 6061 (система Al-Mg-Si). У обоих сплавов в начальном периоде старения наблюдается снижение прочности, объясняемое явлением возврата. Это разупрочнение вызвано частичным разрушением зон, предшествующим фазовому упрочнению. Как указывалось выше, специальная обработка, основанная на явлении возврата, иногда применяется для улучшения характеристик формообразования сплавов в состояниях W или T4. Деформационная способность свежезакаленного состояния достигается путем нагрева естественно состаренного сплава в течение нескольких минут при температурах, соответствующих температурному интервалу искусственного старения. Влияние обработки на возврат кратковременно, после нее сплав повторно стареет при комнатной температуре. Поскольку обработка на возврат снижает коррозионную стойкость

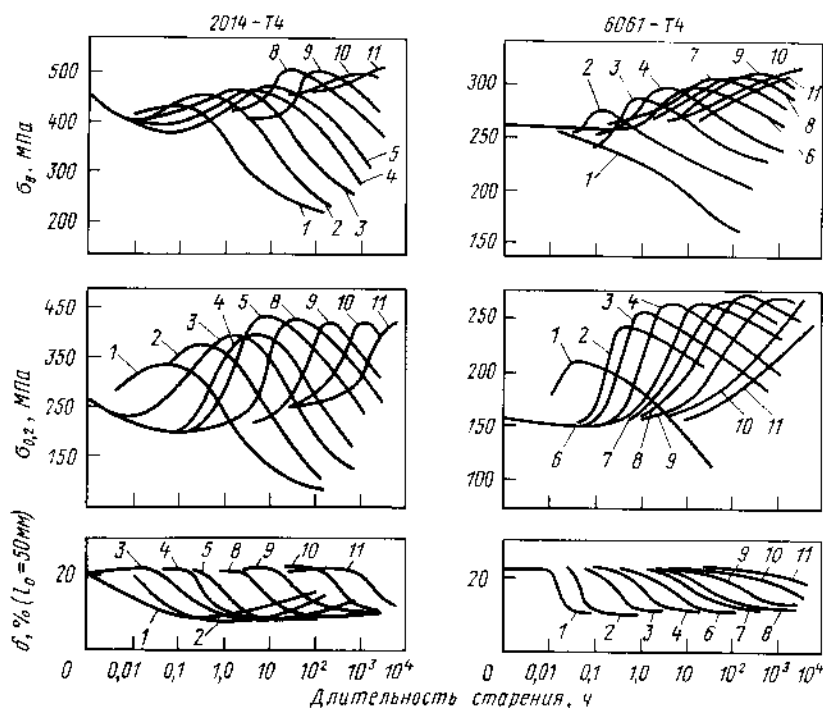


Рис. 5.37. Кривые старения листов сплавов 2014-T4 и 6061-T4 при температурах, °С (J.A.Nock, Alcoa Research Laboratories):
 1 - 260; 2 - 232; 3 - 204; 4 - 190; 5 - 177; 6 - 171; 7 - 163; 8 - 149;
 9 - 135; 10 - 121; 11 - 107

сплавов серии 2XXX, для получения удовлетворительных свойств после нее сплавы следует подвергать искусственному старению.

Диапазон температур искусственного старения у сплавов 2014 и 6061 одинаков, хотя при данной температуре оно быстрее происходит у сплава 2014. Рекомендованные промышленные режимы термообработки для состояния T6 установлены на основании результатов испытаний большого числа производственных партий и дают возможность получить оптимальное сочетание высоких прочностных свойств, точного соблюдения и контроля технологии и экономичности производства. Режимы искусственного старения: для сплава 2014 8–12 ч при 170°C, а для сплава 6061 16–20 ч при 160°C или 6–10 ч при 175°C, в зависимости от вида полуфабриката.

При изготовлении автомобилей сушку покрытий обычно производят в диапазоне температур искусственного старения. Следовательно, формообразование автомобильных кузовов можно производить в состоянии T4 с наиболее высокой технологической пластичностью, а затем подвергать их старению для повышения прочностных свойств в процессе технологического цикла окрашивания. С целью максимального соответствия интервалов температур искусственного старения и сушки покрытия был специально разработан сплав 6010. Различное поведение сплавов 6010 и 2036 в процессе старения показано на кривых равной прочности (рис. 5.38 и 5.39).

Режимы старения и холодной деформации после закалки влияют на прочность и пластичность (или вязкость разрушения) состаренного материала. На графиках рис. 5.37 видно, что восстановление пластичности в перестаренном состоянии незначительно до тех пор, пока не происходит существенное снижение прочности. Зависимость между прочностью и вязкостью разрушения двух сплавов при испытании надрезанных образцов при внецентренном растяжении показана на рис. 5.40. Удельную энергию распространения трещины в надрезанных образцах, которая является мерой вязкости разрушения, определяли на нескольких стадиях старения – от T4 (естественно состаренного состояния) до T6 и перестаренного состояния.

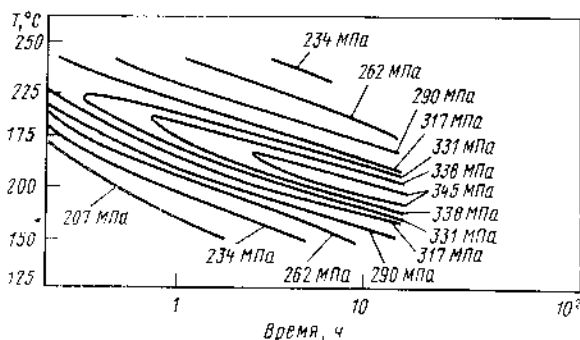


Рис. 5.38. Влияние длительности и температуры старения на предел текучести сплава 6010-T4, продольные образцы

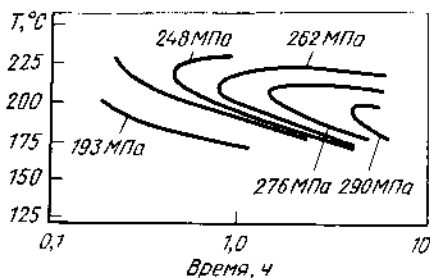


Рис. 5.39. Влияние длительности и температуры старения на предел текучести сплава 2036-T4, продольные образцы

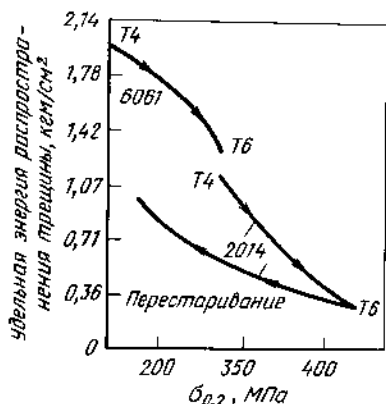


Рис. 5.40. Влияние режима искусственного старения на удельную энергию распространения трещины и предел текучести сплавов 2014 и 6061 (стрелками на кривых показано увеличение времени старения) (J.A.Nock, H.J.Hunsicker, *Journal of Metals*, v. 15, 1963, p. 216–224)

ренного состояния. При равных значениях прочности сплав 2014 имеет более высокую вязкость разрушения в недостаренном состоянии по сравнению с перестаренным. Во многих работах исследовано влияние различных факторов старения на вязкость разрушения сплава 7075. В одной из работ указывается, что вязкость разрушения перестаренного сплава 7075 ниже, чем в недостаренном состоянии, при одинаковых пределах текучести [31]. В другой работе при исследовании нескольких партий сплава 7075 установлено, что вязкость разрушения в недостаренном и перестаренном состояниях практически одинакова, а у материала высокой степени чистоты она наиболее высокая в перестаренном состоянии [32]. В случаях, когда вязкость разрушения была различной при одинаковых значениях предела текучести, у материала с более низкой вязкостью разрушения доля межкристаллитного разрушения была больше. Возможно, такая разница в результатах связана с различием в скорости нагрева до температуры старения, что влияет на ширину приграничной зоны, свободной от выделений. Холодная деформация после закалки по-разному влияет на свойства сплавов серий 2XXX и 7XXX [32]. Холодная деформация улучшает характеристики прочности и вязкости разрушения сплава 2024 (рис. 5.41) и ухудшает эти же свойства сплава 7050 в перестаренном состоянии (рис. 5.42). Улучшение свойств сплава 2024 связано с измельчением фазы S' . Такое изменение микроструктуры приводит к одновременному повышению прочности и вязкости разрушения. Отрицательное влияние холодной деформации в сплаве 7050 объясняется образованием крупных выделений фазы η' на дислокациях, вследствие чего прочность снижается без соответствующего повышения вязкости разрушения.

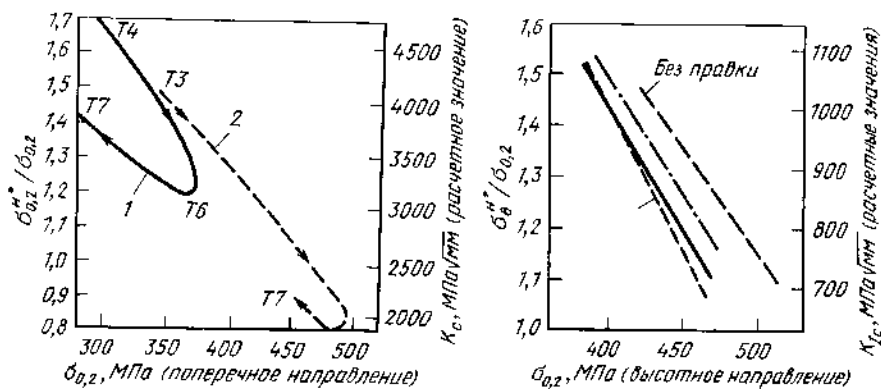


Рис. 5.41. Влияние правки растяжением и старения на вязкость разрушения листа сплава 2024 (4,2 % Cu; 1,4 % Mg; 0,6 % Mn; 0,34 % Fe; 0,14 % Si):
1 – без правки; 2 – правка растяжением с остаточной деформацией 5 %

Рис. 5.42. Влияние правки растяжением (в пределах 1–4 %) на зависимость между прочностью и вязкостью надрезанных образцов из плиты сплава 7050

Поскольку все термически упрочняемые сплавы перестариваются при продолжительном нагреве, снижение прочности следует учитывать при выборе сплавов и состояний для деталей, предназначенных для длительной эксплуатации при повышенных температурах. Термически упрочняемые сплавы, используемые для электрических проводов (6101 или 6201), часто применяют в перестаренном состоянии из-за более высокой электропроводности, что связано с большей степенью распада твердого раствора.

Коррозионная стойкость. Степень распада твердого раствора в процессе искусственного старения сплавов 2014, 2219 и 2024 сильно влияет на тип коррозии и коррозионную стойкость. В изделиях с малым сечением, закаленных с достаточно большими скоростями (что позволяет предотвратить образование пограничных выделений во время закалки), кратковременное искусственное старение вызывает выделение по границам зерен и образование приграничных обедненных зон, что является причиной склонности к межкристаллитной коррозии. Дополнительный нагрев, однако, способствует интенсивному выделению в зернах, что приводит к снижению разности потенциалов между зернами и пограничными зонами и, таким образом, к устранению причин избирательной коррозии. Для иллюстрации сказанного на рис. 5.43 приведены графики изменения электрохимического потенциала и коррозионной стойкости листа сплава 2024-T3 в зависимости от температуры и длительности старения.

Следует отметить, что в некоторых сплавах степень распада твердого раствора, при которой достигается высокая коррозионная стойкость, обеспечивает и максимальную прочность. Для полуфабрикатов большого сечения, которые не удается закалывать с достаточно высокой скоростью.

повышение коррозионной стойкости обеспечивается соответствующими режимами старения.

Влияние старения на анизотропию свойств прессованных полуфабрикатов. В прессованных полуфабрикатах с нерекристаллизованной структурой после закалки анизотропия механических свойств проявляется в большей степени, чем в большинстве других видов деформированных полуфабрикатов. Текстура деформации в прессованных изделиях имеет ориентировку с осями $\langle 111 \rangle$ и $\langle 001 \rangle$, параллельными направлению прессования. Изменение прочностных свойств в зависимости от направления вырезки образцов коррелирует с расположением плоскостей максимальных касательных напряжений относительно кристаллографических плоскостей скольжения [33]. В прессованных полуфабрикатах из сплава 2024, которые подвергаются правке растяжением, анизотропия свойств возрастает с увеличением толщины сечения, и влияние текстуры на свойства сказывается в большей мере, чем влияние толщины на скорость закалки, так что в естественно состаренном состоянии прочность повышается с увеличением толщины сечения до 37,5 мм. В искусственно состаренном состоянии характер изменения свойств в продольном и поперечном направлениях различный, что следует из графиков рис. 5.44. Увеличение длительности старения приводит к уменьшению анизотропии; значения прочности в продольном и поперечном направлениях сближаются. Прессованные профили используют в искусственно состаренном состоянии в случаях, когда требуется более высокая прочность в поперечном направлении и лучшая коррозионная стойкость.

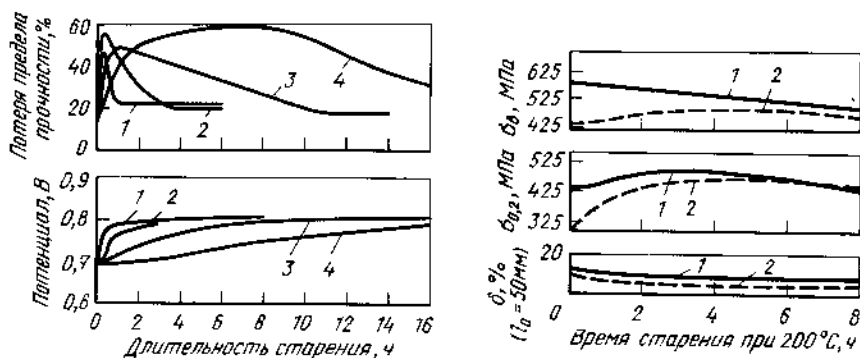


Рис. 5.43. Зависимость величины электродного потенциала и коррозионной стойкости листа сплава 2024-T3 от режима старения при температурах: 1 – 218 °С; 2 – 204 °С; 3 – 190 °С; 4 – 177 °С, электродный потенциал замеряли в растворе 53 г/л NaCl + 9 мл/л 30 % H₂O₂ относительно 0,1-н каломельного электрода

Рис. 5.44. Влияние старения при 200 °С на прочность и пластичность прессованного профиля толщиной 32 мм сплава 2024-T3 в продольном (1) и поперечном (2) направлениях

5.8.1. Искусственное старение сплавов серии 7XXX

Максимум прочности. Как следует из графиков рис. 5.35, закаленное состояние W неустойчиво в сплавах систем Al–Zn–Mg и Al–Zn–Mg–Cu. Прочностные свойства указанных сплавов возрастают при вылеживании при комнатной температуре в течение многих лет вследствие роста зон ГП. Стабильные и более высокие прочностные свойства, улучшение коррозионной стойкости, более низкая скорость роста трещины усталости достигаются в искусственно состаренном состоянии. В противоположность сплавам серий 2XXX и 6XXX, температуры искусственного старения которых находятся в интервале 170–190°C, старение сплавов серии 7XXX для получения состояния T6 производят при температурах от 115 до 130°C. Это связано с меньшей длительностью старения, необходимой

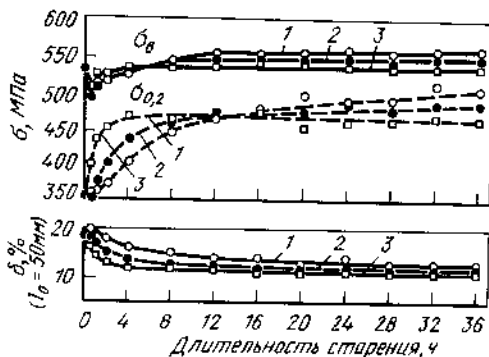


Рис. 5.45. Кривые старения листа сплава 7075 при температурах: 1 — 121°C; 2 — 135°C; 3 — 149°C (J.A.Nock, Alcoa Research Laboratories)

для достижения максимальных прочностных свойств. На рис. 5.45 приведены кривые старения быстро закаленного листа сплава 7075, медленно нагретого до температур старения 120–150°C; максимум прочности в этом случае достигается при старении при 120°C.

Поскольку упрочнение при старении обусловлено структурой упрочняющих выделений, следует рассмотреть некоторые важные факторы старения сплавов серии 7XXX. Одним из них является длительность перерыва между закалкой и началом искусственного старения; влияние этого фактора определяется составом сплава (рис. 5.46). Для сплава 7178 наиболее высокие прочностные свойства достигаются при минимальном перерыве. Это справедливо также для сплава 7075, однако 4–30 часовой перерыв менее желателен, чем даже более длительный. Причины такого явления полностью не ясны, однако существует очевидная связь со степенью пересыщения закаленного твердого раствора и возвратом зон ГП при искусственном старении [6, 7]. Для листов сплава 7075 влияние перерыва между закалкой и искусственным старением устраняется путем исполь-

зования двухступенчатого старения, например 4 ч при 100°C плюс 8 ч при 160°C. После такой обработки листы сплава 7075 имеют такие же свойства, как после старения в течение 24 ч при 120°C, хотя изотермическое старение при температурах свыше 120°C приводит к значительному

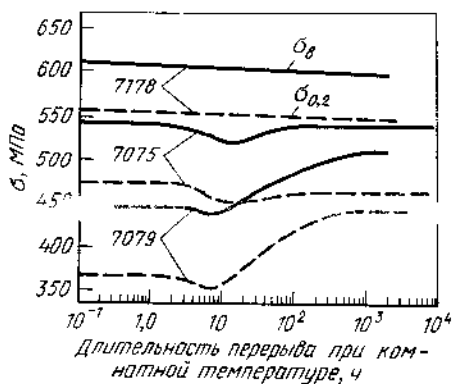


Рис. 5.46. Зависимость прочностных свойств листов сплавов 7178-Т6, 7075-Т6 и 7079-Т6 от длительности перерыва между закалкой и искусственным старением (J.A.Nock, Alcoa Research Laboratories)

снижению прочности. Причина такого поведения состоит в том, что во время старения при 100°C создается такое распределение зон ГП, которое стабильно при последующем подъеме температуры [34]. Когда скорость закалки снижается (как это имеет место в массивных штамповках при закалке в горячую воду), гомогенное зарождение выделений затрудняется даже при таких невысоких температурах, как 120°C и ниже. В этих условиях предварительное старение при температурах около 100°C перед старением при 120°C повышает прочность [35]. Другими факторами, играющими роль при старении, являются скорость закалки и условия первой ступени старения. Для сплавов серии 7XXX, не содержащих медь (например, 7005), также используют двухступенчатое старение для получения высоких прочностных свойств. Стандартный режим старения прессованных полуфабрикатов сплава 7005 следующий: 8 ч при 110°C плюс 16 ч при 150°C. Медленный нагрев до температуры старения по своему действию аналогичен первой ступени старения, т.е. при этом создаются условия для роста зон ГП до таких размеров, при которых не происходит их растворение при более высоких температурах. Стандартный режим обработки для сплава 7039 — это нагрев с контролируемой скоростью.

Перестаренные состояния. В 60-е годы для сплавов серии 7XXX, содержащих >1 % Си, с целью повышения коррозионной стойкости были разработаны смягчающие режимы старения. Для полуфабрикатов больших толщин из сплава 7075 для повышения сопротивления коррозионному растрескиванию в высотном направлении разработан режим Т73 [22]. Состояние Т76 использовано для сплавов 7075 и 7178 для повышения сопротивления расслаивающей коррозии (см. гл. 7). С тех пор несколько состояний Т7 разработано для более поздних модификаций сплавов

серии 7XXX, например для сплавов 7475, 7049 и 7050. Режимы смягчающего старения основаны на том, что избирательная коррозия по границам зерен уменьшается с увеличением степени перестаривания. Для второй степени старения в режиме перестаривания характерный интервал температур 160–175°C с предшествующей контролируемой выдержкой при более низких температурах, при которых образуется большое количество зон ГП, устойчивых при более высоких температурах. Зоны превращаются в промежуточные выделения η' , а затем в равновесную фазу η ($MgZn_2$) при перестаривании. Ликвидация первой ступени старения и быстрый нагрев до температуры конечной стадии старения приводят к снижению прочности из-за возврата зон ГП и недостаточного количества зародышей для образования мелкодисперсных выделений фазы η . Как следует из графиков рис. 5.47, эта проблема может быть решена либо путем медленного нагрева, либо применением двухступенчатого старения [36]. При значительном увеличении перерыва между закалкой и искусственным старением зоны ГП в процессе роста достигают таких размеров, при которых они не подвержены влиянию возврата даже при быстром нагреве. Однако столь длительное естественное старение не применяется в производстве [34]. Используемые промышленные режимы старения обычно состоят в нагреве при 100–120°C, 1–24 ч с последующим нагревом при более высоких температурах. На второй ступени старения возможны многочис-

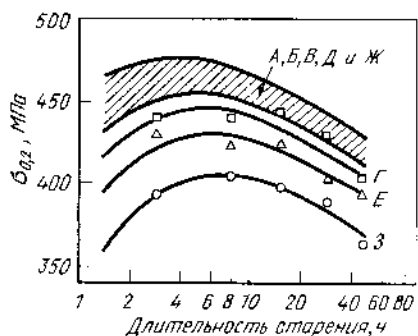


Рис. 5.47. Кривые старения сплава 7075 в зависимости от технологии термообработки:

Двухступенчатое старение	Одноступенчатое старение	Способ нагрева	Скорость нагрева, °C/мин
А	Б	Программный нагрев в воздушной печи	0,23 ± 0,01
В	Г	Программный нагрев в воздушной печи	0,93 ± 0,03
Д	Е	Нагрев в воздушной печи при 160°C	~ 10
Ж	З	Нагрев в масляной ванне при 160°C	~ 100

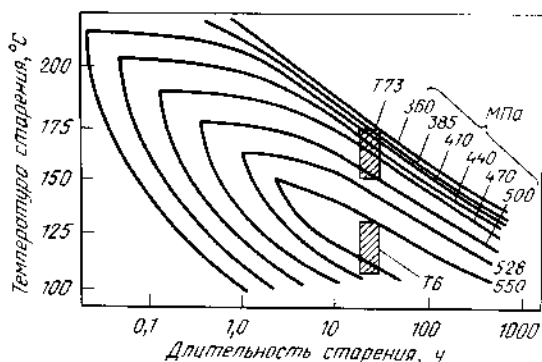


Рис. 5.48. Кривые равных значений предела текучести сплава 7075 (заштрихованными прямоугольниками показаны свойства в состояниях Т6 и Т73)

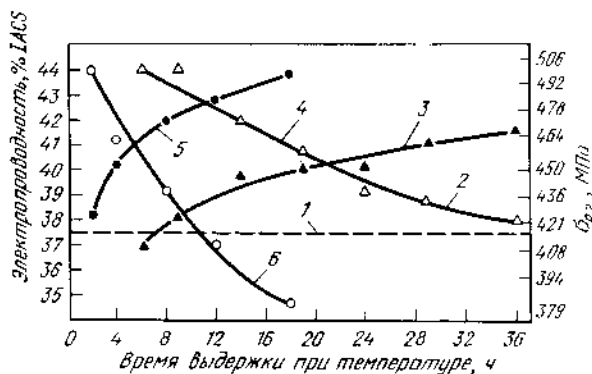


Рис. 5.49. Кривые двухступенчатого старения плиты толщиной 100 мм сплава 7050 (I ступень старения: 120 °С, 4 ч), черные значки — электропроводность, белые значки — $\sigma_{0,2}$; 1 — минимальные значения $\sigma_{0,2}$; 2 — минимальные значения электропроводности; 3, 4 — температура старения II ступени — 160 °С; 5, 6 — температура старения II ступени — 175 °С

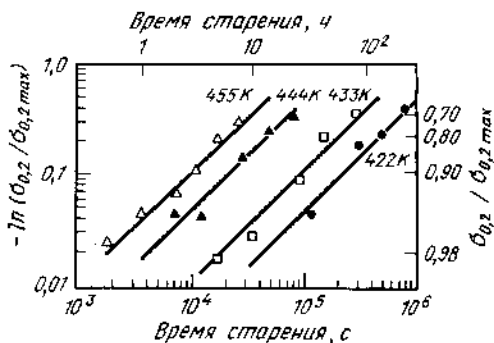


Рис. 5.50. Кинетика перестаривания сплава 7050

ленные сочетания длительности выдержки и температуры нагрева, что показано на рис. 5.48. Из графиков рис. 5.49 видно, что перестаривание происходит достаточно быстро, поэтому необходим исключительно точный контроль соблюдения режима

Для решения проблемы контроля разработан новый метод, дающий количественную оценку распада твердого раствора при перестаривании [37]. Этот метод основан на том факте, что перестаривание представляет собой изокINETическую реакцию (рис. 5.50) [38]. Влияние степени распада может быть описано следующим уравнением:

$$S = Y \exp - \left(\frac{t_S}{F} + \Phi \right), \quad (10)$$

где S – предел текучести; Y – величина, имеющая размерность прочности и зависящая от сплава, технологии изготовления и направления образца; t_S – длительность выдержки при температуре старения; F – величина, зависящая от температуры, и

$$\Phi = \int \frac{dt}{F}, \quad (11)$$

где t – время нагрева.

Приведенные зависимости дают возможность оператору-термисту сбалансировать скорости нагрева и разницу между заданной и достигнутой температурой. Информация, полученная при решении этих уравнений, может быть использована различными способами. Во-первых, на основе полученных данных можно построить серию графиков и решить поставленную задачу графически. Кроме того, по этим данным может быть составлена программа для введения в ЭВМ [39].

Высокотемпературное старение (перестаривание) использовано также в производстве сплавов серии 7XXX с низким содержанием меди или вообще не легированных ею, таких как 7004, 7005, 7021 и 7039. Цель смягчающих режимов старения – обеспечение наилучшего сочетания прочности, коррозионной стойкости и вязкости разрушения. При относительно высоком сопротивлении коррозии под напряжением в продольном и поперечном направлениях в высотном направлении эта характеристика в указанных сплавах ниже, чем у сплавов серии 7XXX с медью, состаренных по смягчающим режимам старения до состояния T7X.

5.8.2. Термомеханическая обработка (ТМО)

Этот вид обработки предусматривает деформацию после закалки, которая может быть теплой или холодной, до, после или в процессе старения. Простейшие примеры ТМО – это режимы обработки для получения состояний T3, T8 и T9. Скорость и степень упрочнения при старении некоторых сплавов заметно возрастают благодаря холодной деформации после закалки, в других сплавах при такой же последовательности операций нагартовка существенно не сказывается или ее влияние не наблюдается вовсе [40]. Сплавы серии 2XXX, такие как 2024, 2124 и 2219, особенно

чувствительны к холодной деформации между закалкой и старением, и эта их особенность используется для получения состояний Т8 с более высокой прочностью. Повышение прочности происходит благодаря сочетанию холодной деформации и старения и является результатом зарождения дополнительных частиц выделений вследствие повышенной деформации. На фотографиях рис. 5.51 показано влияние трех исходных состояний на форму выделений в искусственно состаренном сплаве 2024: а) исходное состояние 2024-T4 без холодной деформации; б) исходное состояние 2024-T3, холодная деформация со степенью 1–2 %; в) исходное состояние 2024-T361, холодная деформация на 5–6 %. Пластинчатые выделения фазы S' в структуре сплава 2024-T6 (рис. 5.51, а) с номинальным пределом текучести $\sigma_{0,2} = 400$ МПа образуются исключительно на дислокационных петлях, возникающих при конденсации вакансий на частицах дисперсоидов при закалке. В структуре сплава 2024-T81 (см. рис. 5.51, б) с $\sigma_{0,2} = 455$ МПа видны более мелкие, гораздо более многочисленные выделения; в структуре сплава 2024-T861 с $\sigma_{0,2} = 500$ МПа дополнительные дислокации, введенные холодной деформацией после закалки, образуют сетку, по которой происходит образование выделений.



Рис. 5.51. Структура сплавов 2024-T6, 2024-T81 и 2024-T86:

а – сплав 2024-T6 (закалка и старение при 190°C , 12 ч), просвечивающий электронный микроскоп, $\times 5000$; б – сплав 2024-T81 (закалка, растяжка на 1,5 %, старение при 190°C , 12 ч), просвечивающий электронный микроскоп, $\times 50000$; количество пластинчатых выделений больше, а размеры их меньше, чем на рис. 5.51, а; в – сплав 2024-T86 (закалка, холодная деформация прокаткой на 6 %, старение при 190°C , 12 ч), просвечивающий электронный микроскоп, $\times 50000$; количество пластинчатых выделений больше, а размеры их меньше, чем на рис. 5.51, б

Как правило, холодную деформацию производят растяжкой, однако могут быть использованы и другие способы, например холодная прокатка. Недавно было разработано состояние Т39 для модификации сплава 2024 (2324-Т39). Это состояние получают холодной прокаткой примерно на 10 % после закалки с последующей растяжкой для снятия напряжений. Материал в этом состоянии имеет прочностные свойства, близкие к состоянию Т8, при более высокой вязкости разрушения и усталостных характеристиках состояния Т3.

Для сплавов серии 2XXX были опробованы различные сочетания холодной или теплой деформации после закалки с последующим естественным или искусственным старением [41]. Независимо от вида деформации искусственное старение значительно снижает вязкость разрушения и усталостные характеристики, но улучшает коррозионные свойства сплавов серии 2XXX. Поэтому выбор режимов термообработки зависит от условий эксплуатации. Холодная деформация после закалки влияет на характеристики старения сплавов серии 7XXX. В случае старения до состояния Т6 (120°C, 24 ч) влияние холодной деформации при степенях, обычно используемых для снятия остаточных напряжений, минимально (рис. 5.52). Однако такая же деформация существенно снижает прочность в состоянии Т7. Графики рис. 5.52 показывают, что это явление не связано со скоростью перестаривания. Значения максимально достижимой прочности постепенно снижаются с увеличением степени деформации до 5 %. Это объясняется влиянием дислокаций на гетерогенное зарождение фазы η' . Посредством холодной деформации прокаткой с более высокими степенями, чем используемые для снятия напряжений, можно добиться уровня твер

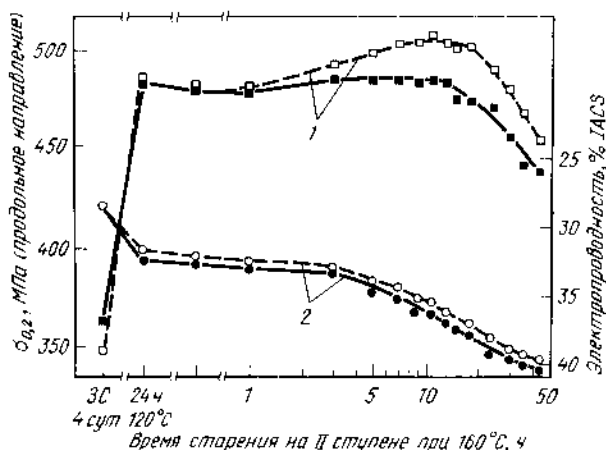


Рис. 5.52. Влияние растяжки в процессе старения плиты толщиной 10 мм сплава 7475:

1 — на кинетику изменения предела текучести; 2 — электропроводность. Белые значки — без растяжки; черные значки — растяжка на 2,5 %

дости, превосходящего твердость искусственно состаренного материала (рис. 5.53), но такая технология не используется в производстве.

С целью обеспечения наилучших сочетаний прочности, вязкости разрушения и сопротивления коррозии под напряжением проведены обширные исследования влияния окончательной термомеханической обработки

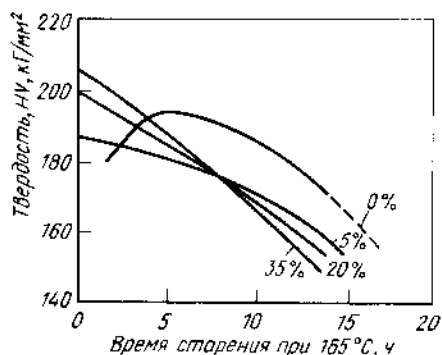


Рис. 5.53. Влияние холодной деформации на кинетику старения сплава типа 7075

на поведение сплавов серии 7XXX [42–44]. Эта обработка включает предварительное старение после закалки и холодную (или теплую) деформацию с последующим окончательным старением. В настоящее время нет однозначного мнения как в оценке такой обработки, так и относительно целесообразности ее использования в промышленном масштабе.

5.8.3. Искусственное старение без предшествующей закалки

Некоторые сплавы, относительно нечувствительные к скорости охлаждения при закалке, могут быть закалены на воздухе либо в воде непосредственно после операции горячей деформации. Независимо от условий закалки эти сплавы значительно упрочняются при искусственном старении, что широко используется в производстве тонкостенных пресованных профилей сплавов 6061, 6063, 6463 и 7005. Прочность этих сплавов, достигаемая в процессе искусственного старения после закалки на прессе, очень близка к значениям, имеющим место при проведении специальной операции закалки. Закономерности изменения свойств в процессе старения сплавов после закалки на прессе сохраняются такими же, как и при обычной закалке.

5.8.4. Искусственное старение литых полуфабрикатов

Механические свойства отливок большинства сплавов, полученных методами литья в кокиль, песчаные и гипсовые формы, значительно повышаются путем термообработки (закалки и старения) аналогично деформируемому полуфабрикату. Кроме закалки и старения, используемых для получения состояний T6 и T7, старение может быть проведено без пред-

шествующей закалки (состояние Т5). Закономерности изменения механических свойств литых полуфабрикатов в процессе старения такие же, как у деформированных. Использование перестаривания (режимы Т5 и Т7) более распространено для литых полуфабрикатов, чем для деформированных. Прочностные свойства и твердость после старения по этим режимам ниже, чем в состоянии Т6, но они обеспечивают большую размерную стабильность при эксплуатации в условиях повышенных температур. Термическая обработка обычно не оказывает положительного воздействия

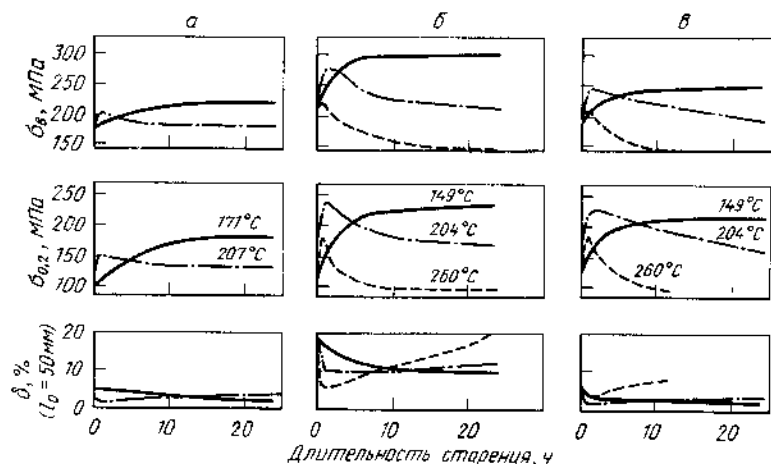


Рис. 5.54. Кривые старения литейного сплава 356:
а, б — литье в кокиль; в — литье в песчаные формы

на свойства отливок, полученных методом литья под давлением, и поэтому применительно к ним не используется.

Типичные кривые старения широко применяемого литейного сплава 356 системы Al—Si—Mg показаны на рис. 5.54. Более высокие прочностные и пластические свойства достигаются при проведении закалки перед старением по сравнению со старением непосредственно после литья (состояние F). При одинаковой термообработке свойства отливок, изготовленных методом литья в кокиль, выше благодаря мелкозернистой структуре вследствие более быстрой кристаллизации по сравнению с отливками, полученными литьем в песчаные формы.

5. 8. 5. Влияние искусственного старения на остаточные напряжения

Напряжения, возникающие при закалке, уменьшаются при последующем старении. Степень релаксации напряжений сильно зависит от продолжительности и температуры старения и от состава сплава. Обычно режимы

старения, используемые для получения состояния Т6, приводят к небольшому снижению напряжений — в пределах 10—35%. Для большего снижения закалочных напряжений посредством терморелаксации необходимы более высокие температуры старения, соответствующие состоянию Т7. Эти режимы используются в случаях, когда приемлемы более низкие значения прочности, соответствующие перестариванию. Специальные методы снижения остаточных напряжений в термически обработанных изделиях путем механической и термической обработки описаны в главе 10 III тома трехтомного издания "Aluminium"¹, выпущенного в США Американским обществом металлов в 1967 г.

Релаксация напряжений при постоянной деформации, по существу, происходит путем превращения упругой деформации в пластическую, т.е. по тому же механизму, как при ползучести. Это явление используется при изготовлении крупных сварных резервуаров для установления точных окончательных размеров. Отдельные сегменты резервуара из сплава 2219 формуют в закаленном и холоднодеформированном состоянии (Т37), а затем сваривают. Окончательная доводка размеров сварной конструкции облегчается при старении в течение 24 ч при 165°С до состояния Т87, при этом конструкция закрепляется в зажимном приспособлении. В этих условиях материал течет, приобретая форму, определяемую приспособлением.

5. 9. ИЗМЕНЕНИЕ РАЗМЕРОВ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ

Кроме полностью обратимых изменений размеров, находящихся в прямой зависимости от температуры и коэффициентов термического расширения, в процессе термообработки имеют место изменения иного характера [45]. Эти изменения имеют металлургическую природу и происходят при возникновении и релаксации напряжений, рекристаллизации, растворении или выделении легирующих элементов. Элементы, уменьшающие размер решетки твердого раствора, обычно вызывают уменьшение размеров полуфабрикатов при нагреве под закалку. В процессе последующего выделения при повышенных температурах происходит обратное явление. Поскольку некоторые элементы расширяют решетку, а другие сжимают ее, суммарный эффект значительно изменяется в зависимости от количественного соотношения легирующих элементов в промышленных сплавах. Влияние растворения и выделения по своей природе в основном не зависит от направления вырезки образцов.

Другие важные эффекты, которые могут в значительной степени зависеть от направления, связаны с эпюрой остаточных напряжений, возникающих в процессе изготовления детали или при закалке. Степень направленности зависит от типа, формы и толщины сечения полуфабрикатов, приро-

¹ Русск. перевод: "Алюминий". Сборник. Пер. с англ./Под ред. Ф. И. Квасова А. Т. Туманова и И. Н. Фридляндера. М.: Металлургия, 1972 (Прим. ред.).

ды охлаждающей среды и способа охлаждения при закалке. Изменения размеров, связанные с рекристаллизацией, различны в зависимости от типа и величины предшествующей деформации, а степень анизотропии определяется преимущественной ориентировкой. Для указанных факторов возможно столько вариаций, что нельзя вывести обоснованной закономерности для разных полуфабрикатов.

Результаты, полученные в лабораторных исследованиях, приведены на рис. 5.55. Листы и прессованные прутки подвергали последовательным операциям термообработки и после каждой операции определяли удельные изменения размеров. Эти данные свидетельствуют о некоторых характерных различиях между сплавами. Определенное влияние оказывает и

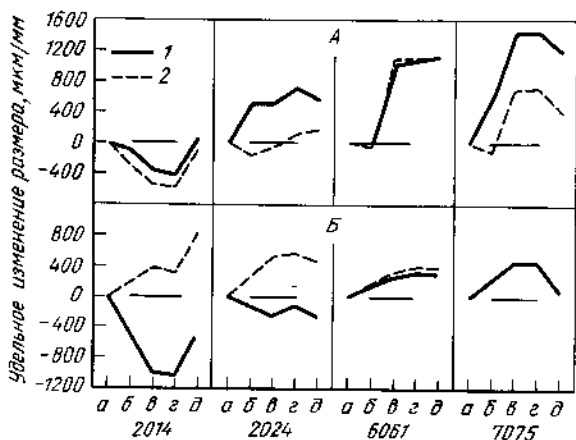


Рис. 5.55. Влияние различных видов термообработки на изменение размеров в листах (А) и прессованных полуфабрикатах (Б) (L.A. Willey, Alcoa Research Laboratories):

1 — по длине, вдоль; 2 — по диаметру, поперек; а — состояние после изготовления, без дополнительной обработки; б — отжиг; в — закалка в холодную воду; г — естественное старение (T4); д — искусственное старение (T6)

направление измерения, что связано с внутренними напряжениями, как изменяющимися в материале непосредственно после деформации, так и возникающими при закалке и меняющимися в зависимости от формы и типа полуфабриката.

Изменение размеров в процессе естественного старения листов, закаленных в воду, показано на рис. 5.56 для четырех различных сплавов. Характер начального изменения в некоторых случаях противоположен ожидаемому, исходя из уменьшения концентрации твердого раствора. Однако наличие таких и последующих обратных изменений было подтверждено тщательными дилатометрическими измерениями. Эти изменения невелики, но они существенны при выборе состояния материала с

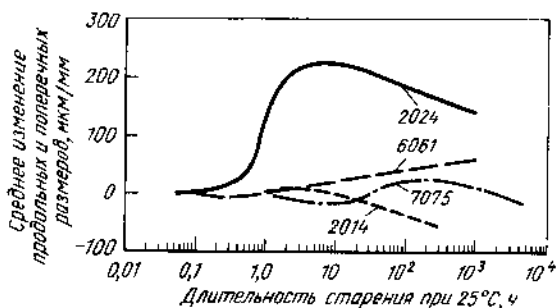


Рис. 5.56. Среднее удельное изменение размеров в процессе старения при комнатной температуре листов, закаленных в воду (L.A. Wolley, Alcoa Research Laboratories)

наибольшей размерной стабильностью для изготовления точных деталей приборов или аппаратуры.

Удельные изменения размеров в процессе искусственного старения трех сплавов при температурах, используемых для получения состояния Т6, показаны на графиках рис. 5.57. Как правило, эти изменения не зависят от направления, хотя имеются данные о некоторой анизотропии в полуфабрикатах с сильно развитой текстурой. Увеличение размеров в результате выделения наибольшее в сплавах, содержащих значительное количество меди, но оно постепенно уменьшается с возрастанием содержания магния в таких сплавах системы Al—Cu—Mg, как 2014 и 2024. В сплаве 6061 системы Al—Mg—Si наблюдается незначительное изменение размеров в процессе искусственного старения, в то время как сплав 7075 системы Al—Zn—Mg—Cu испытывает сжатие.

Описанные выше явления важны для точных деталей, которые должны сохранять свои размеры в процессе длительной эксплуатации при повышенной температуре, например поршни двигателя. Целью термической обработки, используемой для таких деталей, является обеспечение максимального увеличения размеров в процессе обработки для того, чтобы избежать этих изменений при эксплуатации. Чтобы добиться размерной стабильности, старение должно производиться при достаточно высокой температуре, иногда даже в ущерб твердости и прочности.

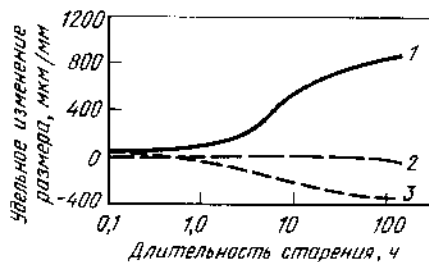


Рис. 5.57. Удельное изменение размеров в процессе искусственного старения по режиму Т6 для трех сплавов (L.A. Wolley, Alcoa Research Laboratories):
 1 — сплав 2014, 171°C; 2 — сплав 6061, 160°C; 3 — сплав 7075, 121°C

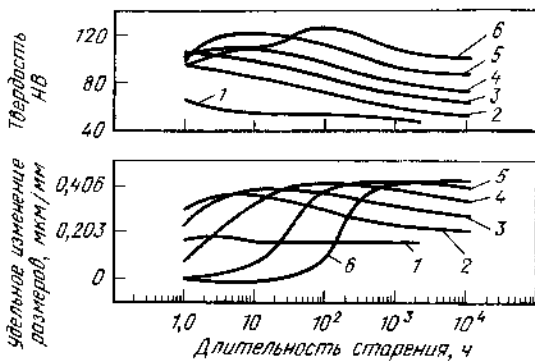


Рис. 5.58. Удельное изменение размеров и твердости сплава 2025-T4 (система Al - Cu - Mn - Si) в процессе искусственного старения при температурах (M.W. Daugherty, Alcoa Research Laboratories):
 1 - 343 °C; 2 - 260 °C; 3 - 232 °C; 4 - 204 °C; 5 - 177 °C; 6 - 149 °C

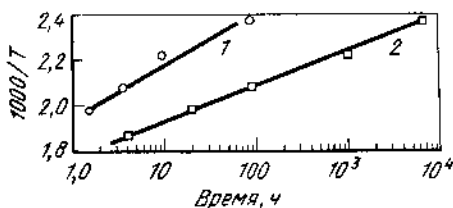


Рис. 5.59. Зависимость времени достижения максимума твердости (1) и максимального увеличения размеров (2) при искусственном старении сплава 2025-T4 от обратной абсолютной температуры

Влияние длительности и температуры искусственного старения на удельное изменение размеров и твердость по Бринеллю сплава 2025-T4 (система Al-Cu-Mn-Si) показано на рис. 5.58. Длительность старения, необходимая для получения максимальной твердости или прочности, гораздо меньше времени достижения максимального изменения размеров. Это иллюстрируют также графики рис. 5.59. Сжатие, следующее после максимального увеличения размеров при температурах 175°C и выше, связано с превращением метастабильной фазы в равновесную и, вероятно, с нарушением когерентности при укрупнении и коалесценции частиц выделений.

6. Влияние легирующих элементов и примесей на свойства алюминия и его сплавов¹

При наличии свыше 100 легирующих элементов, исключая очень редкие или сильно токсичные, были бы возможны миллионы комбинаций составов сплавов. Однако эти возможности очень ограничены, если не считать небольших отклонений в составе. Легирующие элементы вводят в алюминий для повышения прочности, хотя улучшение других свойств также очень важно. Наиболее часто используют два способа повышения прочности алюминиевых сплавов:

1) образование дисперсных выделений (дисперсоидов) или упрочнение твердого раствора и нагартовка сплава (для термически неупрочняемых сплавов);

2) растворение легирующих элементов в твердом растворе и последующее выделение их в виде субмикроскопических когерентных частиц (дисперсионно стареющие сплавы)².

Растворимость элементов в твердом алюминии приведена в табл. 1.1. гл. 2. Отметим, что только у девяти элементов максимальная растворимость в твердом алюминии составляет более 1 %, и она существенно уменьшается при снижении температуры. Из этих девяти элементов Ag, Ga и Ge — дорогостоящие металлы, а литий как легирующая добавка осложняет технологию производства и в настоящее время используется только

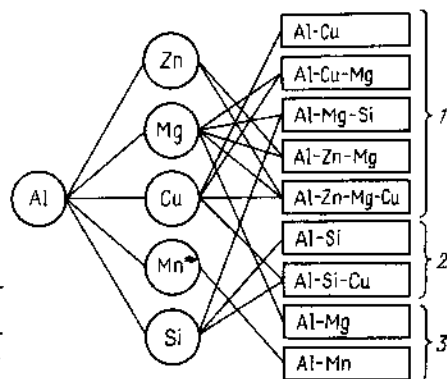


Рис. 6.1. Основные системы легирования алюминиевых сплавов [1]:

1 — сплавы, упрочняющиеся при старении; 2 — литейные сплавы; 3 — термически неупрочняемые сплавы

¹ Эту главу переработали следующие авторы: Л. Моррис и Г. Мэрчэнд (L. Morris, G. Marchand, Alcan International, Kingston Laboratories), Р. Е. Сандерс и Р. А. Келси (R. E. Sanders, R. A. Kelsey, Alcoa Technical Center) и Дж. Е. Хэтч, консультант (J. E. Hatch). Автором главы аналогичного содержания в трехтомном издании "Aluminum", 1967 г., США, является У. А. Дин (W. A. Dean, Alcoa Research Laboratories).

² В зависимости от температуры и длительности старения эти частицы могут быть лишь частично когерентны, либо когерентность нарушена. (Прим. ред.).

в сплавах специального назначения¹. Остальные пять элементов (Zn, Mg, Cu, Mn, Si) составляют основу промышленных алюминиевых сплавов и используются в различных сочетаниях, что показано на рис. 6. 1.

Все сплавы, упрочняемые старением, содержат легирующие элементы, которые растворяются при повышенных температурах (при нагреве под закалку) и выделяются при снижении температуры (в процессе старения), благодаря чему значительно увеличиваются прочностные свойства. В большинстве литейных сплавов основной легирующей добавкой является кремний, поскольку сплавы Al—Si обладают высокой жидкотекучестью и нечувствительны к образованию "горячих" трещин. В литых полуфабрикатах кремний незначительно повышает прочность вследствие того, что при кристаллизации большая объемная доля его выделяется в виде грубых частиц. Сплавы, упрочняемые нагартовкой, делятся на два основных типа: сплавы системы Al—Mn, в которых образуются мелкодисперсные частицы интерметаллидов, незначительно повышающие прочность, и сплавы системы Al—Mg, в которых магний находится в твердом растворе и оказывает большее упрочняющее действие, особенно после деформации. Сочетание алюминия с магнием и марганцем широко используется в производстве алюминиевых сплавов для пищевых контейнеров. Все легирующие элементы повышают эффект деформационного упрочнения, но широко используются две выше указанные системы, так как сплавы Al—Mn и Al—Mg сохраняют стабильность в процессе производства и имеют исключительную коррозионную стойкость.

Переходные металлы с ограниченной растворимостью в твердом алюминии, такие как марганец, хром и цирконий, вводят в алюминиевые сплавы потому, что они выделяются в виде мелкодисперсных частиц (диаметр частиц менее 1 мкм), не растворяющихся при горячей деформации или отжиге. Эти мельчайшие стабильные частицы дисперсоидов играют роль в закреплении границ зерен или субзерен, повышении прочности и вязкости и улучшении коррозионной стойкости под напряжением.

Большинство элементов имеет очень низкую растворимость в твердом алюминии и выделяется по границам дендритных ячеек в процессе литья. Если концентрация этих элементов достаточно велика, они образуют частицы вторых фаз размером около 10 мкм в поперечном сечении, которые сохраняются в сплаве при операциях последующей обработки. Наиболее часто встречающимися выделениями такого типа являются интерметаллические соединения, обогащенные железом, которое всегда присутствует в промышленном алюминии как примесь. Эти относительно крупные частицы вносят незначительный вклад в прочностные свойства сплава и могут снижать вязкость и коррозионную стойкость. Элементы с низкой растворимостью в твердом алюминии также могут быть полезными, как, например, свинец и висмут, которые добавляются в некоторые сплавы для улучшения обрабатываемости резанием.

¹ К настоящему времени в ряде стран (СССР, США, Англия, Франция) разработаны и находятся в стадии промышленного освоения алюминиевые сплавы пониженной плотности с литьем (Прим. ред.).

6.1. ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Плотность. Относительная легкость алюминия — одна из выдающихся его особенностей. Из числа обычно используемых легирующих элементов магний, литий и кремний снижают плотность алюминиевых сплавов, а хром, медь, железо, марганец, никель, титан и цинк повышают ее [2].

Зависимость между плотностью сплава и его составом обычно носит почти линейный характер, что позволяет достаточно точно определить расчетную плотность как сумму плотностей каждого из элементов. Отклонение от линейной зависимости между плотностью и составом зависит от многих факторов: пористости, макронеоднородности распределения составляющих, степени растворимости в твердом состоянии, удельных объемов составляющих (которые отличаются от удельных объемов легирующих элементов), а также от таких факторов, как охлаждение от повышенных температур, холодная деформация и рекристаллизация. Условия, в которых проводится определение плотности, должны быть подробно указаны. Ввиду того что влияние многих из указанных выше факторов минимально в отожженном состоянии, данные по плотности сплавов наиболее сравнимы именно в этом состоянии. Влияние некоторых легирующих добавок на плотность алюминия (расчетные значения) показано на рис. 6.2.

Металлы, растворимые в алюминии, влияют на плотность более сложным образом, чем в случае, когда сплав состоит из двух или более фаз и когда плотность определяется по закону смесей. Влияние некоторых элементов на параметр решетки алюминия показано в табл. 1 приложения 2 к I тому трехтомного издания "Aluminum" (American Society for Metals, 1967).

В общем, если элемент входит в твердый раствор и сжимает решетку, то плотность алюминия увеличивается. При выделении такого элемента

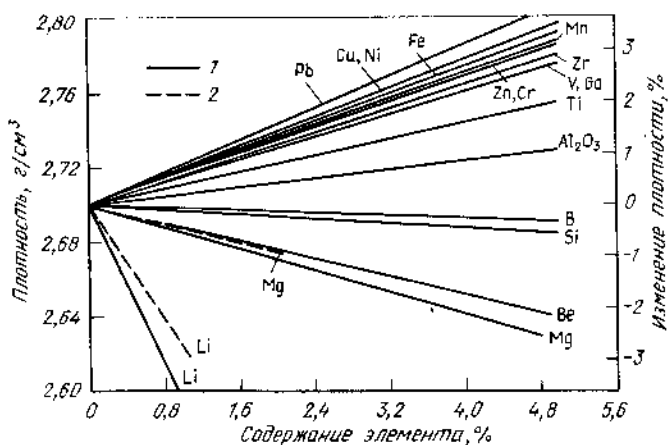


Рис. 6.2. Плотность двойных алюминиевых сплавов (D.E.Kunkle, Alcoa):
1 — расчетные данные; 2 — экспериментальные

из раствора решетка расширяется и плотность уменьшается (при условии, что выделяющаяся фаза не обладает меньшим удельным объемом, что может вызвать повышение плотности).

Изменения плотности, связанные с присутствием кремния в алюминии, являются примером сложного воздействия легирующего элемента на эту характеристику. Если сплав содержит до 1,65 % Si (что равно его максимальной растворимости в твердом алюминии) и если кремний не входит в твердый раствор, то снижение плотности подчиняется правилу смесей. Закалка переводит весь кремний в твердый раствор, и, поскольку этот элемент уменьшает параметр решетки алюминия, плотность сплава возрастает. Таким образом, эффект влияния кремния на плотность сплава определяется суммарным воздействием двух факторов: степенью растворимости кремния в твердом алюминии и количеством его в гетерогенной смеси.

Аналогичное изменение плотности наблюдается в сплавах системы Al—Mg, но в данном случае положение осложняется выделением фазы Mg_2Al_3 , плотность которой значительно меньше плотности твердого раствора. Другим примером является литий, который сжимает решетку алюминия, но уменьшает его плотность.

На рис. 6.2 пунктирными линиями показаны экспериментальные зависимости плотности от содержания лития и магния при условии, что оба эти элемента находятся в алюминиевом твердом растворе.

Кроме состава и режима термообработки, на плотность сплава оказывает влияние технология его изготовления.

Например, прокатка слитка может повысить плотность за счет устранения пористости. Холодная деформация снижает плотность в результате образования дислокаций, количество которых уменьшается при отжиге, что сопровождается увеличением плотности. Эти изменения находятся в пределах 0,1 %.

Термическое расширение представляет собой обратимое изменение размеров, связанное только с изменением температуры; необратимые изменения размеров вследствие металлургических факторов, такие как остаточные напряжения или поведение растворимых фаз, не рассматриваются в данном случае.

Изменение размеров алюминиевого сплава составляет определенную долю этого изменения у алюминия чистотой 99,996 % (принятого за постоянную величину, равную 1) при испытании обоих материалов в отожженном состоянии (состояние максимальной размерной стабильности). Характеристики термического расширения чистого алюминия рассмотрены в гл. 1.

В табл. 6.1 приведены значения изменения константы алюминия при введении в алюминий различных добавок в пересчете на 1 % (по массе), включая группу металлов (хром, марганец, титан, ванадий и цирконий), для которых информация по этому вопросу очень ограничена. Более подробные сведения изложены в работе [3].

Изменение коэффициента термического расширения при введении в алюминий добавок Al_2O_3 , Cu, Fe, Mg, Ni, Si или Zn носит почти линейный

Таблица 6.1. Влияние легирующих элементов на термическое расширение алюминия в отожженном состоянии на 1% (по массе) легирующего элемента
(L. A. Willey, Alcoa Research Laboratories)

Легирующий элемент	Изменение константы на 1% (по массе) добавки*	Легирующий элемент	Изменение константы на 1% (по массе) добавки*
Al ₂ O ₃	-0,0105	Zn	+0,0032
Cu	-0,0033	Cr	-0,010**
Fe	-0,0125	Mn	-0,010**
Mg	+0,0055	Ti	-0,010**
Ni	-0,0150	V	-0,010**
Si	-0,0107	Zr	-0,010**

* За константу const=1 принято изменение размеров алюминия высокой чистоты.

** На стадии оценки.

характер. Из графиков рис. 6.3 видно, что магний и цинк увеличивает коэффициент термического расширения, в то время как другие добавки снижают его.

Влияние легирующих добавок, за некоторыми исключениями, аддитивно и подчиняется правилу смесей. Однако элементы, присутствующие в твердом растворе, могут образовывать фазы со значительно меньшей растворимостью, например Mg₂Si или MgZn₂. Эти фазы в основном выделяются из раствора в отожженном состоянии. Поэтому они будут выводить из раствора магний и цинк, которые в бинарных сплавах обычно остаются в твердом растворе. По имеющимся ограниченными данным, расширение, наблюдаемое в сплавах, содержащих Mg₂Si или MgZn₂, меньше расчетных значений, полученных из условия влияния каждой отдельной добавки.

Состояние сплава оказывает влияние на термическое расширение. Результаты замеров показывают, что термическое расширение сплавов в термообработанном состоянии (Т4 или Т6) примерно на 0,015 выше, чем в отожженном состоянии.

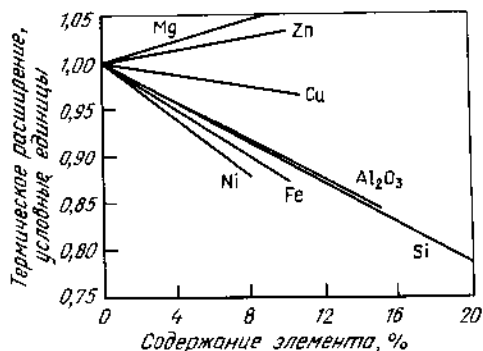


Рис. 6.3. Влияние легирующих элементов на термическое расширение алюминия чистой 99,996% в отожженном состоянии (L.A. Willey, Alcoa)

Теплопроводность. Значения теплопроводности, приводимые в литературе, обычно получены расчетным путем на основании измерений электропроводности. Кэмпф, Смит и Тэйлор [4] установили, что соотношение между тепло- и электропроводностью для отожженных алюминиевых сплавов в интервале от 0 до 400°C мало зависит от состава сплава, за исключением сплавов с кремнием, и описывается уравнением

$$K = 5,02\lambda T \cdot 10^{-9} + 0,03,$$

где K – теплопроводность; λ – электропроводность; T – абсолютная температура, К.

Влияние кремния является аномальным в том смысле, что отношение K/T (число Лоренца) для Al–Si сплавов больше, чем для других алюминиевых сплавов, примерно на 0,05 на 1 % (по массе) кремния вплоть до эвтектической концентрации (12,6 %). Влияние химического состава на электро- и теплопроводность сходно [5].

Электропроводность и электросопротивление. Электропроводность, представляющая собой величину, обратную электросопротивлению, особенно точно отражает изменение химсостава и состояния термообработки. Поэтому очень существенно, что эту характеристику можно замерить легко и с большой точностью [6].

Все известные металлические добавки снижают электропроводность алюминия, притом в большей степени, если они входят в твердый раствор. Марганец является ярким примером такого влияния. По мере увеличения содержания марганца в твердом растворе происходит быстрое повышение электросопротивления в отличие от медленного его роста при концентрации марганца выше предельной растворимости его в твердом состоянии.

Значения максимальной растворимости различных элементов в алюминии, а также среднего повышения удельного электросопротивления на 1 % (по массе) элемента приведены в табл. 6.2. Например, если сплав содержит 1 % Сг и максимально возможное количество этого элемента находится в твердом растворе, то увеличение электросопротивления алюминия высокой чистоты ($\rho = 2,65$ МкОм·см при 20°C) составляет: $0,77 \times 4,0 + 0,23 \cdot 0,18 = 3,13$ мкОм·см. Данные табл. 6.2 свидетельствуют о существенном влиянии добавок хрома, железа, лития, марганца, титана и ванадия на электросопротивление алюминия.

Влияние двух или более добавок на электросопротивление зависит от взаимодействия между легирующими элементами. Как правило, если каждый элемент в отдельности образует твердый раствор с алюминием, то влияние их аддитивно. При образовании соединения растворимость одного или обоих элементов может снизиться или же соединение может иметь свою собственную растворимость. В системе Al–Mg·Zn эффект совместного влияния цинка и магния на электросопротивление занимает промежуточное положение между величиной воздействия каждого из этих элементов в отдельности даже в случае образования фазы MgZn₂.

Закалка сплава обычно приводит к самому низкому уровню электропроводности, поскольку большая часть компонентов фиксируется в твер-

Таблица 6.2. Влияние легирующих элементов, находящихся в твердом растворе и вне его, на среднее повышение удельного электросопротивления алюминия (L.A. Willey, Alcoa Research Laboratories)

Элемент	Предельная растворимость в твердом алюминии, %	ρ , мкОм, на 1 % (по массе) элемента* ¹	
		в твердом растворе	вне твердого раствора* ²
Cr	0,77	4,0	0,18
Cu	5,65	0,344	0,030
Fe	0,052	2,56	0,058
Li	4,0	3,31	0,68
Mg	14,9	0,54* ³	0,22* ³
Mn	1,82	2,94	0,34
Ni	0,05	0,81	0,061
Si	1,65	1,02	0,088
Ti	1,0	2,88	0,12
V	0,5	3,58	0,28
Zn	82,8	0,09* ⁴	0,023
Zr	0,28	1,74	0,044

*¹ Указанное повышение ρ следует прибавить к исходной величине электросопротивления алюминия высокой чистоты, равной 2,65 мкОм·см при 20°C или 2,71 мкОм·см при 25°C.

*² До концентрации, равной примерной двойной предельной растворимости элемента в алюминиевом твердом растворе.

*³ Примерно до концентрации 10 %.

*⁴ Примерно до концентрации 20 %.

дом растворе. Однако в сплавах, стареющих при комнатной температуре, может иметь место последующее снижение электропроводности на начальных стадиях старения, обусловленное образованием зон Гинье-Престона. Распад твердого раствора при старении (в особенности при повышенных температурах) и в большей степени при отжиге вызывает увеличение электропроводности.

Изменение удельного электросопротивления 99,996 % Al с температурой составляет примерно 0,0115 мкОм·см/°C в интервале от 160 до 300°C. Поскольку зависимости между электросопротивлением и температурой для различных сплавов представляют собой семейство линий, параллельных линии алюминия, то на эту зависимость по существу не влияет состав сплава. Величина 0,0115 мкОм·см/°C может быть использована для расчета удельного электросопротивления всех алюминиевых сплавов при любой температуре, если известно значение электросопротивления при другой температуре при условии, что в сплаве не происходит никаких структурных изменений.

Специального рассмотрения заслуживает алюминий для электрических проводов марки ЕС (чистотой $> 99,6\%$). В данном случае влияние малых концентраций примесей на электропроводность является фактором значительной экономической важности. К обычным примесям в алюминии марки ЕС относятся медь, железо, кремний, титан и малые количества некоторых других элементов. Электропроводность уменьшается на $0,8\%$ IACS в расчете на $0,01\%$ от общего содержания Ti и V. Бор в количествах, равных половине весового содержания титана и ванадия, образует соединения TiB_2 и VB_2 , которые нерастворимы в жидком и твердом алюминии. Основная часть этих соединений оседает из расплава, а оставшееся небольшое количество не оказывает существенного влияния на электропроводность.

Магнитная восприимчивость алюминиевых сплавов зависит от магнитных характеристик, количества легирующих элементов и формы, в которой они присутствуют. Например, Al_2O_3 образует с алюминием простую механическую смесь; железо в виде фазы $FeAl_3$ парамагнитно примерно в такой же степени, как и алюминий, и поэтому влияние малых его добавок незаметно; ванадий снижает парамагнитную восприимчивость с $0,628 \cdot 10^{-6}$ Гс при $V=0\%$ до $0,582 \cdot 10^{-6}$ Гс при $V=0,36\%$. Марганец и хром повышают эту характеристику выше значений, которые могли бы иметь место по правилу смесей: до $0,959 \cdot 10^{-6}$ Гс при $Mn=1,38\%$ и до $0,669 \cdot 10^{-6}$ Гс при $Cr=0,63\%$.

Магнитная восприимчивость меняется при распаде твердого раствора, поскольку эта характеристика зависит от того, находится ли добавка в твердом растворе (например, в закаленном состоянии) или присутствует в виде выделившейся фазы (в отожженном состоянии), что имеет место

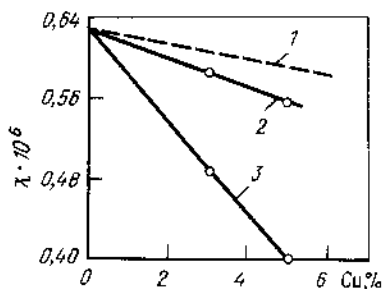


Рис. 6.4. Изменение удельной магнитной восприимчивости Al — Cu сплавов при $30^{\circ}C$ в зависимости от состава (W.C.Sleppy, Alcoa):

1 — значения, рассчитанные по закону аддитивности Видеманна; 2 — отожженное состояние; 3 — свежезакаленное состояние

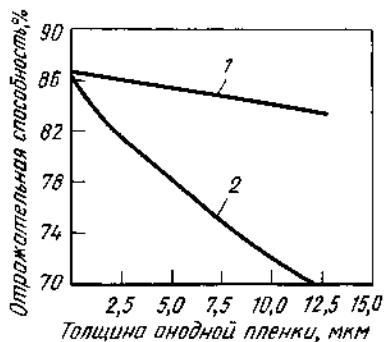


Рис. 6.5. Отражательная способность полированного алюминия с анодным покрытием различной толщины (C.S.Taylor, J.D.Edwards, Heating, Piping, Air Conditioning, ASHVE Journal Section, v. 11, 1939, p. 59-63):

1 — зеркальный рефлектор; 2 — рассеянное отражение

в бинарных Al—Cu сплавах (рис. 6.4). В этой системе магнитная восприимчивость закаленного материала зависит от количества растворенного вещества, оставшегося в твердом растворе после старения, и нечувствительна к различным фазам—продуктам распада твердого раствора.

Магнитная восприимчивость чувствительна к скорости охлаждения при закалке. Например, старение сплавов с 3—5 % Cu при различных температурах, как следует из замеров магнитной восприимчивости, подчиняется линейному закону относительно логарифма времени в случае закалки сплава в холодной воде, но протекает как двухступенчатый процесс при закалке сплава в кипящей воде.

Магнитная восприимчивость нечувствительна к нагартовке, к таким дефектам структуры, как вакансии, дислокации или границы зерен, к остаточным или внешним приложенным напряжениям, а также к тому, в каком состоянии находится сплав: литом или деформированном.

Отражательная и излучательная способность. Так как полное отражение белого света (видимой части спектра) и излучательная способность алюминия являются характеристиками поверхности (см. гл. 1), легирующие добавки лишь косвенно влияют на эти характеристики. Наличие пленок или покрытий на алюминии изменяет эти свойства в зависимости от состава и прозрачности пленок (покрытий) от значений, присущих металлической поверхности, до значений, соответствующих пленке или покрытию. Анодные покрытия на полированном алюминии имеют примерно такую же способность к отражению излучения видимой части спектра, как и непокрытый алюминий; рассеянное отражение значительно уменьшается с увеличением толщины пленки (рис. 6.5).

Хотя легирующие добавки незначительно влияют на отражательную и излучательную способности, они могут сказываться на образовании поверхности пленок в процессе производства, термообработки и эксплуатации. Пленки обычно снижают способность к отражению и увеличивают излучательную способность.

При определенных процессах производства присутствие магния или Mg_2Si в алюминии приводит к снижению отражательной способности с 85—90 до примерно 70 %. В этих же условиях добавка 1,25 % Mn не изменяет излучательную способность алюминия, но добавки 3,5 % Mg или 1,6 % Mg_2Si повышают значения этой характеристики с 3 до 6 %.

Между повышением излучательной способности и содержанием MgO в поверхностной пленке в присутствии магния или Mg_2Si наблюдается корреляция. Более того, излучательная способность алюминия возрастает примерно на 10 % при добавках магния или Mg_2Si , если эти сплавы подвергнуть термообработке при температурах 260—510°C во влажном или сухом воздухе или в атмосфере гелия.

Отражательная способность излучения видимой части спектра в отличие от полного отражения белого света может быть повышена путем полировки и уменьшения шероховатости поверхности. Способ полировки, используемый для получения высокой отражательной способности (порядка 90 %), зависит от определенных легирующих добавок. Все сплавы можно полировать механическим способом; применение химического или

электрохимического полирования ограничено теми сплавами, в которых оно не вызывает растрыва поверхности. Магний в твердом растворе упрочняет алюминий, не снижая его высокой отражательной способности после полировки, что позволяет широко использовать эти сплавы в рефлекторах.

Промышленный интерес представляет отражательная способность алюминия и его сплавов после осветляющего травления и сернокислотного анодирования. Применение алюминия высокой чистоты ограничено его низкой твердостью, крупнозернистой структурой и стоимостью. Для повышения твердости и прочности алюминия часто используют магний или магний вместе с цинком, поскольку они оказывают незначительное влияние на отражательную способность: в пределах 2–3%. Самым отрицательным образом сказывается добавка железа [7], при этом снижение отражательной способности пропорционально его содержанию при концентрациях свыше 0,008%. Минимальное содержание железа в промышленном алюминии и сплавах составляет 0,10–0,12% в зависимости от стоимости и сорта материала. Влияние марганца незначительно в пределах до 0,30%, при более высокой концентрации его в сплаве снижение отражательной способности возрастает. Магний и кремний в прессованных профилях из сплава 6063 ухудшают отражательную способность, если выделения Mg_2Si образуют скопления. Применение закалки на прессе и старения при низких температурах позволяет повысить отражательную способность.

Поверхностное натяжение. Истинное поверхностное натяжение расплавленного алюминия трудно измерить из-за погрешности, связанной с обра-

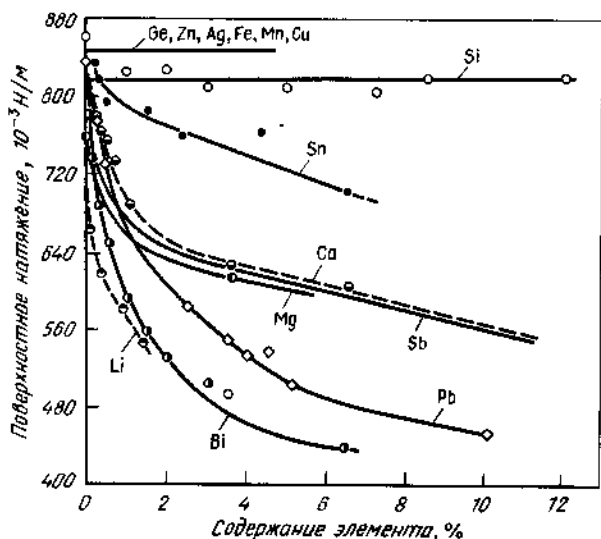


Рис. 6.6. Влияние легирующих элементов на поверхностное натяжение 99,99% Al при 700–740 °С в атмосфере аргона (А.М.Королькова, ОИИ, 1956, т. 2, с. 35–42)

зованием очень тонкой окисной пленки на поверхности алюминия даже в строго контролируемых условиях с использованием высокого вакуума или инертной атмосферы [8]. Окисная пленка и натяжение на поверхности раздела между жидкой и твердой фазами являются причиной завышенных значений поверхностного натяжения при определении этой характеристики методами погружающегося цилиндра, висящей капли и капиллярным методом. Из-за трудности определения поверхностного натяжения возникают осложнения при сравнении результатов, полученных различными исследователями, поскольку сильное расхождение данных может быть связано с разницей в способах определения и используемом оборудовании.

Легирующие добавки в алюминии могут понижать, повышать поверхностное натяжение или практически не влиять на него. На рис. 6.6 показаны результаты определения поверхностного натяжения капиллярным методом в интервале $700-740^{\circ}\text{C}$ в атмосфере аргона. Как следует из приведенных графиков, висмут, кальций, литий, магний, свинец, сурьма и олово значительно снижают поверхностное натяжение алюминия чистой 99,99 %, в то время как серебро, медь, железо, германий, марганец, кремний и цинк слабо влияют на эту характеристику. Поверхностное натяжение уменьшается с повышением температуры.

Вязкость

Замеры вязкости или внутреннего трения в жидком металле можно использовать для прогнозирования типа фаз, образующихся в твердом состоянии. Максимальные значения вязкости имеют место при предельной концентрации твердого раствора, а минимальные соответствуют эвтектическим составам в системах Al—Cu, Al—Mg, Al—Ni и Al—Si [9].

Вязкость служит также мерой оценки влияния легирующих добавок на жидкотекучесть алюминия. Графики рис. 6.7 показывают, что при 700°C медь, железо и титан увеличивают вязкость. Цинк слабо влияет на эту характеристику, а магний и кремний уменьшают внутреннее трение алюминия. Во всех случаях вязкость снижается с повышением температуры, и кривые для различных сплавов по существу параллельны друг другу.

Удельная теплоемкость. Алюминий имеет относительно высокую удельную теплоемкость по сравнению с другими металлами, если исходить из массы. Значения удельной теплоемкости низко- и среднелегированных алюминиевых сплавов, полученные экспериментально, мало отличаются от

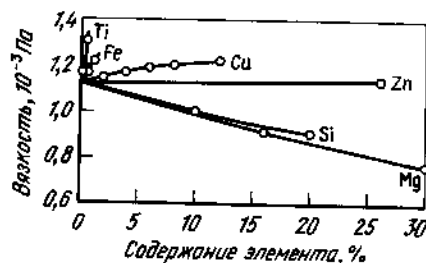


Рис. 6.7. Влияние легирующих добавок на вязкость алюминия при 700°C (E.Gebhardt, M.Becker, S.Dorner, *Aluminium*, v. 31, 1955, p. 315—321; E.Gebhardt, K.Detering, *Z.Metallk*, v. 50, 1959, p. 379—385)

величин, рассчитанных по теплоемкостям компонентов с учетом их концентрации. Поскольку измерять удельную теплоемкость сложно, значения ее для сплавов часто получают расчетным путем, при этом принимается, что удельная теплоемкость сплава в отожженном состоянии линейно изменяется с составом.

Удельная теплоемкость алюминия увеличивается почти линейно с повышением температуры от комнатной до точки плавления (см. гл. 1). Несмотря на ограниченные данные, считают, что влияние легирующих элементов на теплоемкость алюминия может быть представлено семейством параллельных кривых, по которым удельная теплоемкость каждого сплава при любой температуре может быть рассчитана по известному значению теплоемкости алюминия при этой температуре [3].

Предполагают, что удельная теплоемкость алюминия мало изменяется с температурой в присутствии нерастворимых фаз. Температурная зависимость удельной теплоемкости (включающей теплоту выделения и растворения структурных составляющих) алюминиевых сплавов типа твердых растворов, в особенности сплавов Al—Cu и Al—Mg₂Si, не подчиняется линейному закону.

Модуль упругости. Статический модуль упругости (модуль Юнга) алюминиевых сплавов зависит от состава сплава. Для малолегируемых сплавов модуль упругости может быть приближенно рассчитан по значениям этой характеристики каждого из входящих в сплав элементов, исходя из их объема (за исключением лития и магния). Если образуется вторая равновесная фаза, как это имеет место с кремнием и бериллием, то правило смесей (закон аддитивности) для определения модуля применимо и для более легируемых сплавов. Если добавляемый элемент образует с алюминием интерметаллические соединения или другие фазы, то упругие свойства этих фаз оказывают влияние на модуль упругости сплава.

На рис. 6.8 показано увеличение модуля Юнга алюминия, вызванное добавлением бериллия, кобальта, марганца, никеля, кремния и лития [10].

Метод порошковой металлургии позволяет получать алюминиевые сплавы, легируемые в большей степени, чем это достижимо при обычных способах изготовления сплавов. Значения модуля упругости для некоторых порошковых сплавов приведены в табл. 6.3.

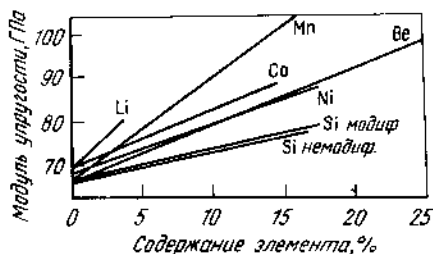


Рис. 6.8. Влияние некоторых элементов на модуль Юнга алюминия (N. Dudzinski, a.o., *J. Inst Metals*, v.74, 1947–48, p. 291–314)

Таблица 6.3. Модуль упругости прессованных полуфабрикатов из порошковых алюминиевых сплавов* (САП)

Легирующие элементы, соединения	Содержание, %	Модуль упругости E, ГПа	Легирующие элементы, соединения	Содержание, %	Модуль упругости E, ГПа
Al ₂ O ₃	6	73	Fe**	13	88
	11	77	Mn**	16	110
	14	79	Fe, Ni**	5,9; 6,2	88
Cr*	10	93	Mn, Si*	12,6; Si	96

* По данным J. P. Lyle, H. G. Paris, Alcoa Laboratories.
 ** Все указанные сплавы содержат около 0,5 % Al₂O₃.

Модуль упругости определяют не только статическим, но и динамическим методом, причем результаты этих измерений не всегда совпадают. В работе [11] сообщается, что магний, цинк, кремний и медь снижают динамический модуль упругости алюминия в убывающей последовательности от магния к меди, исходя из атомных процентов. В другой работе [12] указывается, что динамический модуль чистого алюминия сохраняет более высокие значения до температуры 370°C, чем модуль упругости сплавов Al—Cu, Al—Mg и Al—Zn. Кроме того, более высокие концентрации магния и цинка вызывают несколько большее снижение модуля упругости при повышении температуры по сравнению с малолегируемыми сплавами этих же систем.

6.2. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕХНОЛОГИЯ

Способность к формообразованию. Способность к формообразованию характеризуется степенью деформации, с которой материал может быть пластически продеформирован при определенном процессе его обработки. Алюминиевые листы и профили обычно разрушаются путем образования локализованной шейки или пластичного излома. Образование шейки обусловлено комплексом свойств материала, таких как деформационное упрочнение, упрочнение в зависимости от скорости деформации, и зависит главным образом от направления деформации в процессе формообразования. В малолегируемых сплавах склонность к образованию шейки или сосредоточенной деформации уменьшается при холодной деформации, упрочнении при старении, при наличии крупных дефектов, крупнозернистой структуры и легирующих элементов в твердом растворе. Пластичное разрушение имеет место в результате зарождения и слияния микропустот на частицах выделений и концентрации деформации в узких полосах сдвига. Разрушение обычно происходит при больших степенях деформации, чем соответствующие образованию шейки, и это важно в случаях, когда образование шейки подавлено. Наиболее распространенными при-

мерами таких разрушений являются разрывы при малых радиусах гиба и при холодной протяжке, прогладке и правке растяжением вблизи надрезов или срезанных кромок [13–15].

В разработке сплавов с хорошей способностью к формоизменению достигнуты значительные успехи, но оптимизация состава не может быть обеспечена, если исходить только из этого качества. Необходимо учитывать и назначение детали, принимая во внимание, что улучшение ее функциональных характеристик, таких как прочность и простота механической обработки, часто приводит к снижению способности материала к формоизменению.

Основными сплавами, которые упрочняются путем образования твердых растворов (часто в сочетании с нагартовкой), являются сплавы системы Al–Mg (серии 5XXX). Содержание магния в этих сплавах находится в пределах от 0,5 до 6% (по массе). Указанные сплавы часто содержат небольшие добавки переходных элементов, таких как хром или марганец и реже цирконий, которые вводят для регулирования зеренной или субзеренной структуры, а также примеси железа и кремния, обычно присутствующие в виде интерметаллических соединений. На рис. 6.9 показано влияние содержания магния в твердом растворе на величину предела текучести и относительного удлинения основных промышленных широко применяемых Al–Mg сплавов. Заслуживает внимания значительное начальное уменьшение относительного удлинения при введении небольших добавок магния.

Снижение способности к формообразованию, вызываемое добавками магния и меди, связано, по-видимому, с тенденцией растворенных атомов мигрировать к дислокациям (деформационное старение). Это приводит к повышению деформационного упрочнения при небольших деформациях, поскольку дислокации закрепляются растворенными атомами, но к снижению деформационного упрочнения при больших степенях деформации.

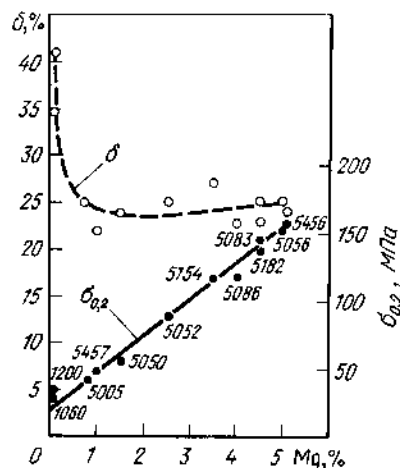


Рис. 6.9. Зависимость между пределом текучести, относительным удлинением и концентрацией магния в некоторых промышленных Al–Mg сплавах в отожженном состоянии [14]

Небольшие добавки магния или меди уменьшают также величину деформационного упрочнения, связанного со скоростью деформации, что в свою очередь приводит к образованию менее выраженной шейки после равномерного удлинения. Цинк в малолегированных сплавах оказывает незначительное влияние на деформационное упрочнение и не приводит к деформационному старению.

Элементы, имеющие низкую растворимость в твердом состоянии при типичных температурах технологических операций, такие как железо, кремний и марганец, присутствуют в виде частиц вторых фаз и слабо влияют как на деформационное упрочнение, так и на упрочнение в зависимости от скорости деформирования, а следовательно, и на образование шейки. Однако частицы вторых фаз играют важную роль в процессе разрушения, что следует из графиков рис. 6.10 и 6.11. В примерах, показанных на этих рисунках, повышение содержания железа, никеля или марганца приводит к увеличению количества микроскопических частиц, способствующих разрушению. С добавкой магния связано дополнительное уменьшение деформации при разрушении из-за более высокого напряжения течения при образовании и росте пустот на частицах интерметаллидов. Магний в твердом растворе способствует также локализации деформации в полосах сдвига, при этом пустоты концентрируются в тонкой плоскости с высоколокализованной энергией.

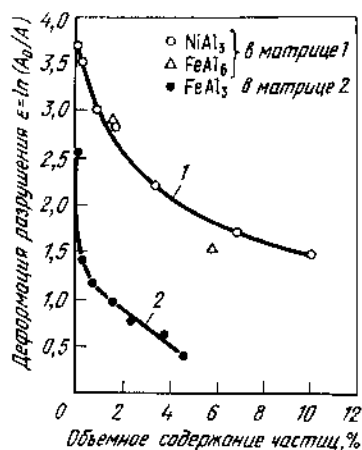


Рис. 6.10. Влияние объемного содержания мелкодисперсных интерметаллических фаз (размером около 1 мкм) в матрице из сверхчистого алюминия (1) и сплаве Al - 4 % Mg (2) на величину деформации разрушения образцов диаметром 6 мм [14]:

A_0 - начальная площадь поперечного сечения образца; A_f - площадь поперечного сечения после разрушения

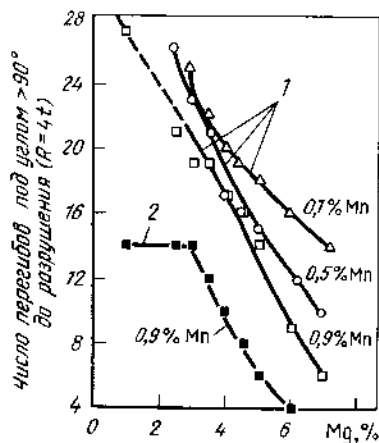


Рис. 6.11. Влияние магния и марганца на способность к формообразованию листов толщиной 1,6 мм алюминиевых сплавов в отожженном состоянии (1) и в состоянии H34 (2) (W.A.Anderson, Alcoa)

Сплавы, упрочняющиеся при искусственном старении, обычно подвергают формообразованию в естественно состаренном состоянии (Т4) или в отожженном (О) и очень редко в состоянии, состаренном на максимум прочности (Т6), поскольку пластичность в этом состоянии наиболее низкая. На рис. 6.12 показано влияние различного структурного состояния, связанного с типом образующихся выделений, на свойства сплава

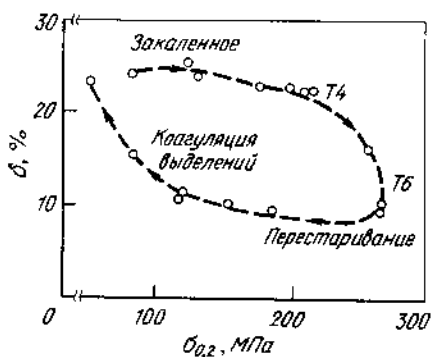


Рис. 6.12. Влияние типа выделений при различных видах термообработки на предел текучести и относительное удлинение сплава 2036 [14]

2036 (2,5 % Cu, 0,5 % Mg), определяющие способность к формоизменению. Аналогичные кривые можно построить для большинства дисперсионно упрочняемых сплавов серий 2XXX и 6XXX.

Данные, приведенные на рис. 6.12, получены на листовых разрывных образцах, которые сначала были закалены, а затем состарены при температурах в интервале от комнатной до 350°C. Это позволило получить весь набор структур, которые образуются в сплаве начиная с закаленного состояния, затем в состояниях Т4 и Т6 и кончая перестаренным состоянием и стадией коагуляции выделений.

Вязкость разрушения и усталостные свойства. Применение высокопрочных алюминиевых сплавов в авиационной промышленности выдвигает повышенные требования к характеристикам усталости и разрушения. При разработке алюминиевых сплавов для авиации необходим контроль состава для получения определенной микроструктуры, способной к сопротивлению разрушению.

Расчет конструкций из таких алюминиевых сплавов, как 7475, 7050 или 2124, основывается в первую очередь на контроле микроструктуры посредством регулирования состава и технологии производства [16, 17]. Установлено, что на вязкость разрушения и усталостные свойства высокопрочных алюминиевых сплавов влияют три типа частиц вторых фаз:

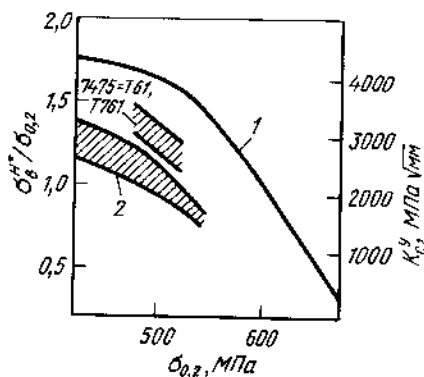
Типы выделений	Размер, мкм	Типичные примеры
Фазы	2 – 50	Cu_2FeAl_7 , $CuAl_2$, $FeAl_6$
Частицы дисперсоидов	0,01 – 0,5	$ZrAl_3$, $CrMg_2Al_2$
Упрочняющие образования . . .	0,001 – 0,5	Зоны Гинье–Престона

Влияние этих частиц на вязкость разрушения и усталостные свойства обсуждается ниже.

Вязкость разрушения. Принято считать, что разрушение хрупких частиц кристаллизационного происхождения способствует образованию трещины и снижает вязкость разрушения [18]. Поэтому для повышения вязкости разрушения высокопрочных алюминиевых сплавов часто используют снижение уровня содержания железа и кремния. Разработка сплавов с повышенной вязкостью разрушения, таких как 7475, 7050 и 2124, в большой мере основана на применении более чистого исходного алюминия, чем в сплавах 7075 и 2024. На рис. 6.13 показано влияние чистоты алюминия на сопротивление разрушению листа сплава 7050. Аналогичным

Рис. 6.13. Зависимость вязкости разрушения и отношения $\sigma_B^{H^*}/\sigma_{0,2}$ от предела текучести листов сплава 7475:

1 — верхняя граница значений для сверхчистого алюминия; 2 — область значения для других сплавов серии 7XXX, $\sigma_B^{H^*}$ — сопротивление разрушению при внецентральном растяжении листового образца с острым боковым надрезом



образом на вязкость разрушения высокопрочных сплавов влияют частично растворимые выделения. На рис. 6.14 показано снижение вязкости разрушения плит сплава 2024 при увеличении объемной доли выделений Al_2CuMg .

Для обеспечения высокой вязкости разрушения содержание элементов, образующих дисперсоиды, должно быть ограничено минимально необходимым для регулирования размера зерна, механических свойств и сопротивления коррозионному растрескиванию. Данные, полученные на листах сплавов серии 7XXX (рис. 6.15), свидетельствуют о значительном снижении удельной энергии распространения трещины при увеличении содержания хрома. Замена хрома цирконием или марганцем также может влиять на вязкость разрушения. Тем не менее наблюдаемое влияние различных дисперсоидов на вязкость разрушения можно с полным основанием отнести к особенностям этого параметра и связать с воздействием дисперсоидов на зеренную структуру деформированного полуфабриката.

Основное влияние упрочняющих выделений на вязкость разрушения высокопрочных алюминиевых сплавов проявляется в повышении предела текучести и зависит от технологии изготовления и режимов термообработки деформированных полуфабрикатов. Однако изменения состава, в особенности содержания магния, вызывают значительные изменения вяз-

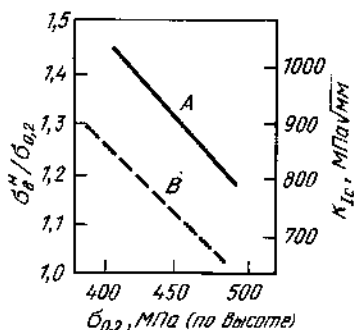
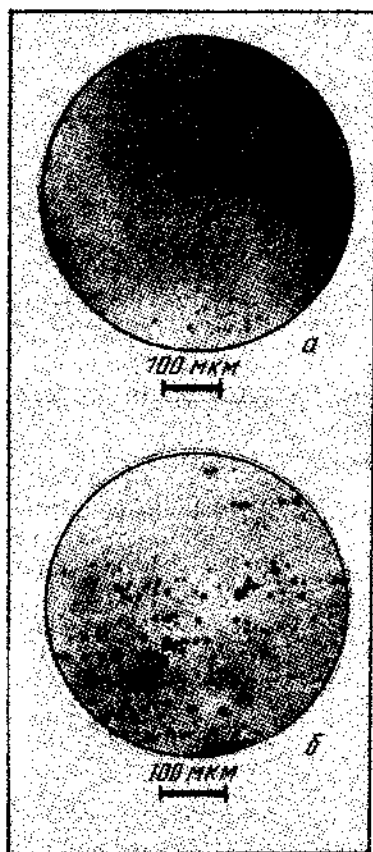


Рис. 6.14. Влияние содержания фазы Al_2CuMg на вязкость разрушения, оцениваемую пластичностью в надрезе ($\sigma_B^H / \sigma_{0,2}$), плит сплава 7050

кости разрушения сплавов серии 7XXX. Эти колебания химсостава не меняют основных характеристик упрочняющих выделений, но до некоторой степени сказываются на их тонкой структуре.

Усталостные характеристики и скорость роста трещины усталости. Алюминий не имеет конкретного предела усталости, который типичен

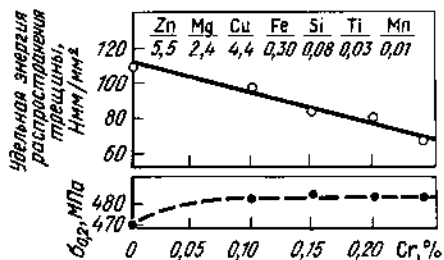


Рис. 6.15. Влияние содержания хрома на удельную энергию распространения трещины и предел текучести сплавов серии 7XXX

для малоуглеродистых сталей и определяется при построении усталостных кривых ($\sigma - N$). При испытаниях гладких и надрезанных образцов, когда долговечность образца обусловлена в основном зарождением трещины, сопротивление усталости выражается величиной напряжения при заданном числе циклов. В случае, когда интерес представляет развитие трещины усталости, поведение алюминия оценивают посредством фиксации скорости роста трещины усталости (da/dN) в зависимости от коэффициента интенсивности напряжений (ΔK). Этот вид испытаний представляет первостепенную важность для сплавов, применяемых в конструкциях самолетов.

Общеизвестно, что легирование, технология изготовления или термообработка, повышающие предел прочности, вызывают увеличение и усталостных свойств алюминия. Однако разработка алюминиевых сплавов с повышенным сопротивлением усталостному разрушению не означает адекватность в изменении вязкости разрушения.

Влияние крупных частиц кристаллизационного происхождения на усталостные свойства высокопрочных алюминиевых сплавов в значительной степени зависит от типа испытания и величины приложенного напряжения. Снижение содержания железа и кремния не всегда приводит к повышению сопротивления усталостному разрушению, соразмерному с описанным выше повышением вязкости разрушения. Например, повышение чистоты материала не вызывает значительного улучшения усталостных свойств как на гладких, так и на надрезанных образцах [19, 20]. Никакой существенной разницы в скорости роста трещины усталости (СРТУ) у сплавов серии 7XXX в зависимости от чистоты не наблюдается при низких и средних значениях коэффициента интенсивности напряжений (ΔK). Однако СРТУ значительно уменьшается при высоких значениях ΔK в сплавах с низким содержанием железа и кремния [20, 21]. Причина такого улучшения свойств, безусловно, связана с более высокой вязкостью разрушения материала повышенной чистоты. При высоких значениях ΔK , когда приращение длины трещины за один цикл (da/dN) велико, локализованное разрушение и образование пустот на частицах кристаллизационного происхождения становятся доминирующими процессами в механизме роста усталостной трещины. Установлено, что в случае периодической перегрузки образцы сплавов низкой степени чистоты имеют меньшую СРТУ, чем более чистые материалы. Это связывают с локальным отклонением трещины, вызываемым нерастворимыми составляющими. Вторичные трещины на этих частицах приводят к снижению величины ΔK в вершине магистральной трещины и уменьшают значения замеряемой СРТУ.

Четко выраженного влияния частиц дисперсоидов на усталостные характеристики алюминиевых сплавов не установлено. В двух различных работах сделаны выводы, что дисперсоиды незначительно влияют на сопротивление росту трещины усталости [19] и усталостную прочность надрезанных образцов сплавов серии 7XXX [21]. Частицы дисперсоидов могут играть определенную роль в усталостном поведении при высоких значениях ΔK , когда превалируют механизмы, определяющие вязкость разрушения.

В пределах данной системы сплавов небольшие изменения в составе, влияющие на упрочняющие выделения, не изменяют сопротивления усталости. Однако значительная разница наблюдается при сравнении сплавов различных систем. Например, известно, что сплав 2024-T3 превосходит сплав 7075-T6 при уровне напряжений, соответствующем небольшой базе ($\sim 10^5$ циклов). Более высокие усталостные характеристики сплава 2024-T3 на базе 10^5 циклов являются причиной предпочтительного его использования (а не 7075-T6) в конструкциях узлов самолетов, испытывающих в основном растягивающие нагрузки.

Сплав 2024-T3 имеет также преимущество по сравнению со сплавом 7075-T6 и другими сплавами серии 7XXX по скорости роста трещины усталости. Превосходство сплава 2024-T3 над сплавом 7075-T6 во всем исследованном интервале значений ΔK показано на рис. 6.16. В сплавах серии 7XXX повышение содержания меди снижает СРТУ в условиях высокой влажности. Это связывается с улучшением коррозионной стойкости во влажной атмосфере у сплавов этой серии с повышенным содержанием меди [21].

Конструктора-расчетчики, связанные с проблемами усталости, сейчас начинают все шире использовать усталостные испытания при целом спектре нагрузок для прогнозирования поведения материалов в эксплуата-

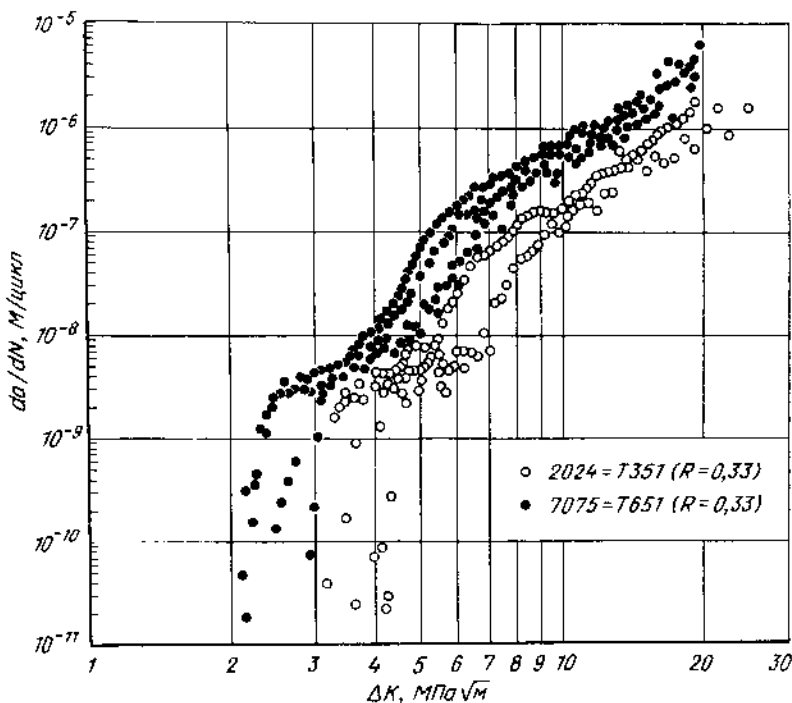


Рис. 6.16. Скорость роста трещины усталости (СРТУ) в плитах сплавов 2024-T3 и 7075-T6 в зависимости от коэффициента интенсивности напряжений ΔK

ции. Исследованием, проведенным этим методом, показано, что сплав 7475-T76 с высокой вязкостью разрушения имеет лучшие характеристики, чем сплавы 2024-T3 или 7075-T6 [22].

Пластичность при ковке и штамповке. Из алюминия промышленной и более высокой чистоты можно легко изготовить полуфабрикаты сложной формы ковкой и штамповкой в широком температурном интервале. Легирование обычно ухудшает пластичность из-за роста предела текучести и присутствия нерастворимых фаз, нарушающих однородность структуры. Из-за более высоких значений предела текучести повышаются усилия деформации, а наличие нерастворимых фаз ухудшает однородность течения металла и способствует развитию трещин. Такие легирующие элементы, как медь, магний и кремний, значительно повышают прочность твердого раствора. Хром, марганец, титан, ванадий и цирконий образуют нерастворимые фазы. Присутствие этих элементов упрочняет алюминий при повышенной температуре, однако их действие сказывается в меньшей степени по сравнению с элементами, образующими твердые растворы. Если труднорастворимые элементы присутствуют в достаточном количестве, могут образоваться грубые выделения первичных фаз. Эти частицы могут способствовать образованию локальных трещин при ковке или другом виде горячей деформации. На рис. 6.17 показано влияние наиболее часто используемых добавок на пластичность при ковке в интервале от 370 до 455°C.

Из приведенных графиков следует, что способность к формоизменению при ковке, оцениваемая сопротивлением деформации, имеет почти линейную температурную зависимость для всех исследованных сплавов. Что же касается образования трещин при ковке, то склонность к ним резко возрастает при первых признаках оплавления сплава.

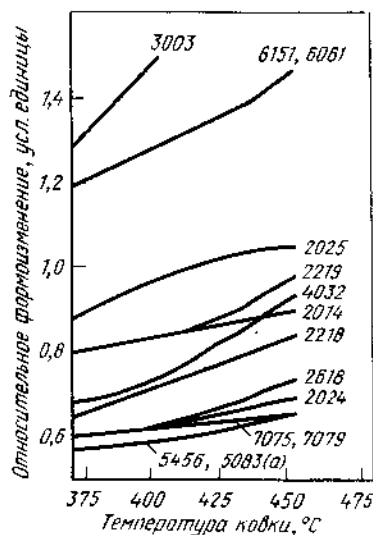


Рис. 6.17. Зависимость между способностью к формоизменению при ковке и температурной деформации для различных алюминиевых сплавов. За условную единицу принята величина деформации на единицу затраченной энергии; а — результаты производственного опробования

Плотные доброкачественные отливки из малолегированных сплавов можно ковать непосредственно в литом состоянии. Слитки более легированных сплавов обычно подвергают гомогенизации перед ковкой, а в случае высокопрочных сплавов при изготовлении массивных поковок и поковок сложной конфигурации для обеспечения однородной структуры желательно использовать в качестве подготовительной операции горячую прокатку, прессование или предварительную ковку заготовки. Для перевода максимального количества легирующих элементов в твердый раствор и сфероидизации оставшихся вне раствора составляющих необходимо проведение закалки.

Обработываемость резанием. Чистый алюминий — относительно мягкий и пластичный материал, он налипает на режущий инструмент, при этом образуются нарост на режущей кромке и длинная стружка. Необходима специальная технология обработки, чтобы избежать образования шероховатости поверхности и грубых заусенцев. Легирование алюминия улучшает его обрабатываемость резанием. Элементы, входящие в твердый раствор и делающие возможным упрочнение сплава путем термообработки или нагартовки, повышают твердость алюминиевой матрицы, благодаря чему уменьшаются наволакивание на режущий инструмент, образование заусенцев, шероховатость и надрывы на обрабатываемой поверхности, а также длина стружки.

Элементы, не входящие в твердый раствор, способствуют ломкости стружки, уменьшая ее длину. Такие элементы, как свинец и висмут, образуют маленькие нерастворимые глобулы и эффективно охрупчивают стружку. Если в сплаве содержится достаточное количество каждого из этих элементов (обычно около 0,5 % каждого), повышается скорость резания и уменьшается потребность в охлаждающей эмульсии. Интерметаллические соединения, такие как CuAl_2 или FeAl_3 , также улучшают обрабатываемость резанием без существенного снижения долговечности режущего инструмента. Однако очень твердые составляющие (кремний или сложные интерметаллические соединения, содержащие хром или марганец), эффективно охрупчивая стружку, значительно уменьшают срок службы резцов. В этом отношении особенно вредны выделения первичного кремния в литейных заэвтектических Al—Si сплавах; в то же время при наличии кремния стружка снимается в виде мелких кусочков, при туплении режущей кромки минимально и достигается высокая чистота обрабатываемой поверхности. Натрий, стронций, сурьма и фосфор также влияют на обрабатываемость резанием, поскольку они изменяют микроструктуру литого материала. Натрий, стронций или сурьма видоизменяют морфологию эвтектики, содержащей кремний, превращая его выделения из иглообразных в сфероидизированные или очень тонкие частицы. Фосфор оказывает рафинирующее действие на первичный кремний в заэвтектических сплавах, уменьшая размер его выделений примерно в 10 раз. Как модифицирование, так и рафинирование значительно повышают стойкость режущего инструмента.

Обобщая изложенное, можно сказать, что наилучшую обрабатываемость резанием имеют малолегированные сплавы и состояния с наиболее

низкой твердостью. Холодная деформация, повышение степени легированности и (или) термическая обработка приводят к увеличению твердости сплава, улучшению качества обрабатываемой поверхности, уменьшению износа режущего инструмента, образования заусенцев и притупления режущей кромки. Элементы и выделения, не находящиеся в твердом растворе, способствуют ломкости стружки. Твердые составляющие, особенно если они крупные, могут значительно снизить долговечность режущего инструмента.

6. 3. ПЕРЕРАБОТКА АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ

Одну из главных проблем при переработке алюминия и его сплавов составляет накопление примесей. Основными источниками примесей являются:

1) перемешивание сплавов из-за плохого разделения скрапа, загрязнение металла окалиной из печи, переплав изделий, состоящих не из одного сплава, например консервных банок из-под напитков и листов с различными покрытиями;

2) загрязнение скрапа посторонними материалами, такими как половое железо, используемое при сборе скрапа, песок, окрашенные листы и покрытия на консервных банках;

3) попадание в металл при плавке и литье неметаллических включений, таких как окисные пленки и алюминиево-магниево-шпинель;

4) загрязнения, попадающие из печного оборудования, огнеупорной кладки, и водород из атмосферы печи.

Перемешивание сплавов в отходах и в скрапе представляет собой наиболее серьезный вопрос, поскольку это приводит к тому, что изготавливаемый материал может не соответствовать требованиям стандартов Алюминиевой Ассоциации. Ярким примером того является смешение материалов, из которых производятся консервные банки: цилиндрическая часть банки из сплава 3004, а доньшки — из сплава 5182. Вторичный сплав, получаемый при переработке таких отходов, надо либо разбавлять чистым алюминием, либо изменять каким-либо другим способом, чтобы он соответствовал составу одного из исходных сплавов.

В большинстве стандартов Алюминиевой Ассоциации допускается присутствие в сплаве примесей в количестве до 0,05 % каждой, при этом суммарное их содержание не должно превышать 0,15 %. В некоторых сплавах указанные пределы более низкие, но для определенных элементов, в частности железа и кремния, они более высокие в большинстве случаев. Расплавленный алюминий может восстанавливать окислы и быстро растворяет большинство элементов, поэтому попадание примесей во вторичный алюминий — вполне обычное явление; при этом их содержание не обязательно превышает установленные пределы, но они могут заметно изменять механические и физические свойства.

Влияние различных элементов в широком интервале концентраций рассматривается далее в этой главе; физическое металловедение вторич-

ных алюминиевых сплавов подробно исследовано в работе [23]. Краткие выводы из этой работы относительно допустимости и влияния различных примесей и добавок приведены ниже, чтобы проиллюстрировать многообразие проблем, которые могут иметь место при переработке сплавов.

1. Плавка и литье вторичных сплавов

Взрывоопасность. Эта основная проблема возникает в случае, когда шихта, загруженная в печь, содержит влагу, ржавчину или определенные химические вещества.

Повышенное выгорание металла при плавке. Усиленное образование шлака происходит при наличии в скрапе органических и анодных покрытий, а также если в качестве легирующих элементов или примесей в сплаве присутствуют литий, натрий, кальций, магний, висмут и цинк.

Включения. Возможными включениями являются окись алюминия, шпинель $MgAl_2O_4$, дибориды титана и ванадия, карбид алюминия, а также крошки огнеупорной кладки печи, осколки инструмента, используемого при чистке печи, кусочки фильтров. В сплавах с относительно высоким содержанием магния или цинка первичные выделения интерметаллидов могут кристаллизоваться из расплава при большом содержании примесей переходных металлов.

Газовая пористость. Водород, который легко поглощается расплавленным алюминием из паров воды и из веществ, содержащих водород, например из покрытий, вызывает образование пористости в слитках и отливках, если расплав недостаточно хорошо обработан флюсом.

2. Производство полуфабрикатов из вторичных сплавов

Горячеломкость и хрупкость. В сплавах Al—Mg(Mn), таких как 5182, присутствие натрия или кальция (нескольких частей на миллион) может вызвать образование трещин при горячей прокатке. Небольшие количества легкоплавких металлов, например индия, олова, висмута, кадмия и свинца, могут привести к горячим трещинам в некоторых сплавах.

Возврат и рекристаллизация. Небольшие добавки циркония и хрома и в меньшей степени ванадия и марганца снижают скорость возврата при отжиге, повышают температуру рекристаллизации и увеличивают конечный размер зерна.

Термическая обработка. Повышенное содержание хрома и марганца увеличивает чувствительность к скорости охлаждения при закалке у дисперсионно твердеющих сплавов. Небольшие добавки кадмия, индия или олова изменяют кинетику образования выделений в Al—Cu сплавах.

3. Физические и механические свойства вторичных сплавов

Пониженные пластичность, прочность и вязкость разрушения. При повышенном содержании железа и кремния увеличивается объемная доля нерастворимых интерметаллических фаз, которые снижают дефор-

мацию при разрушении. Другие элементы, которые могут образовывать интерметаллические соединения, такие как никель, кобальт или соединения железа с марганцем или медью, оказывают такое же вредное влияние.

Пониженная электропроводность. Все элементы, находящиеся в твердом растворе, снижают электропроводность, но особенно сильно сказывается присутствие ванадия, хрома, титана и марганца.

Нестабильность сварочной дуги. Присутствие даже 10 частей на миллион (10 млн.^{-1}) лития или кальция в сварочной проволоке сплавов серии 5XXX вызывает нестабильность сварочной дуги. Ухудшение паяемости вакуумной пайкой. При наличии 10 млн.^{-1} лития или кальция в плакирующем слое паяемого листа затрудняется процесс вакуумной пайки.

4. Вторичные эффекты

Износ режущего инструмента. Твердые включения (окислы, дибориды и некоторые интерметаллические фазы) вызывают повышенный износ резцов.

Кристаллографическая текстура. Содержание железа и кремния и их соотношение влияют на прокатку и текстуру рекристаллизации в листах. В малолегированных сплавах может отрицательно сказываться присутствие таких примесей, как медь, марганец и хром.

5. Химические свойства.

Токсичность. Сварочная проволока и сплавы, предназначенные для использования в сварных конструкциях, не должны содержать более чем несколько миллионных долей бериллия во избежание образования токсичных паров окиси бериллия. В сплавах, предназначенных для изготовления упаковок для пищевых продуктов, содержание токсичных металлов (олова, мышьяка, кадмия и таллия) должно быть строго ограничено.

Коррозионные свойства. Если фольга сплава 1145 содержит более 3 млн.^{-1} лития, она приобретает склонность к коррозионным пятнам типа "голубой дымки", что ограничивает срок ее хранения. Небольшие количества никеля и большая часть элементов-примесей, образующих выделения вторых фаз, обычно снижают коррозионную стойкость. Малые примеси галлия и ртути влияют на скорость коррозии в морской атмосфере.

Плакировка. Небольшие содержания меди изменяют анодный потенциал сплава 7072, используемого для плакировки.

Отделочные операции поверхности. На поверхности прессованных полуфабрикатов из сплава 6063 в присутствии $\geq 0,02\%$ Zn могут образовываться неровности в виде блесков при травлении в растворе NaOH.

6.4. ОСНОВНЫЕ ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ И ПРИМЕСИ

Свойства наиболее важных легирующих элементов и примесей кратко описаны ниже (в алфавитном порядке). Относительно некоторых свойств, особенно касающихся примесей, информация недостаточна и имеющиеся

данные относятся только к определенным сплавам или состояниям. Более подробные сведения о промышленных сплавах приведены в других главах.

Бериллий вводят в алюминиевые сплавы, легированные магнием, для уменьшения окисления при повышенных температурах. Окисление и взаимодействие расплава с формой предотвращаются при содержании бериллия от 5 до 50 млн.⁻¹, что дает возможность использовать непросушенные песчаные формы для литья Al—Mg сплавов. Небольшие добавки бериллия (0,01—0,05 %) применяют в алюминиевых литейных сплавах для улучшения жидкотекучести и литейных свойств в производстве деталей двигателей, например поршней и головок цилиндров. В модифицированных эвтектических литейных Al—Si сплавах добавки бериллия способствуют сохранению в расплаве натрия, являющегося модификатором.

Бериллий в количестве до 0,1 % используют в ваннах алитирования стали для улучшения адгезии пленки алюминия и ограничения образования вредных соединений железа с алюминием. Механизм такого воздействия бериллия связывают с диффузией его на поверхности обрабатываемой стали и образованием защитного слоя.

Окисление и изменение цвета у деформированных полуфабрикатов из Al—Mg сплавов значительно уменьшаются при небольших добавках бериллия благодаря диффузии бериллия к поверхности и образованию окисла с высоким объемным отношением. Бериллий не влияет на коррозионную стойкость алюминия. Обычно содержание бериллия составляет менее 8 млн.⁻¹ в присадочной проволоке; количество бериллия должно быть ограничено и в деформируемых сплавах, предназначенных для сварки.

Интоксикация бериллием проявляется в виде аллергии, степень которой зависит от интенсивности и длительности контактов с бериллием. Вдыхание пыли, содержащей частицы бериллия, может привести к острому отравлению. Бериллий не вводят в сплавы, используемые в контакте с пищевыми продуктами и напитками.

Бор применяют в производстве алюминия и его сплавов в качестве рафинирующей добавки и для повышения электропроводности путем образования соединений с ванадием, титаном, хромом и молибденом (все указанные элементы, присутствующие в алюминии промышленной чистоты, снижают электропроводность). Как рафинирующую добавку при кристаллизации бор можно использовать только в количестве 0,095—0,1 %, но действие его эффективнее при совместном введении с титаном, при этом количество титана должно быть больше, обычно в соотношении 5:1. Бор имеет большое сечение захвата нейтронов и вводится в алюминиевые сплавы, используемые в атомной энергетике, но его содержание должно быть ограничено очень малыми количествами в сплавах, применяемых в реакторах, где указанное свойство играет отрицательную роль.

Ванадий содержится в количестве 10—200 млн.⁻¹ в алюминии промышленной чистоты. Поскольку он снижает электропроводность, в сплавах, предназначенных для электрокабелей, стремятся к образованию выделений соединений ванадия с бором. Равновесная диаграмма состояния Al—V со стороны алюминия имеет перитектический тип, вследствие чего

можно ожидать рафинирующий эффект интерметаллида VAl_{11} , однако действие его менее эффективно, чем титана и циркония. Ванадий повышает температуру рекристаллизации.

Висмут. Металлы с низкой температурой плавления, такие как висмут, свинец, олово и кадмий, вводят в алюминий для улучшения обрабатываемости резанием. Эти элементы имеют ограниченную растворимость в твердом алюминии и образуют мягкие, легкоплавкие фазы, которые способствуют ломкости стружки и смазыванию режущего инструмента. Преимущество висмута состоит в том, что увеличение его объема при затвердевании компенсирует усадку свинца. Свинец и висмут в соотношении 1:1 содержатся в сплавах 2011 системы Al—Cu и 6262 системы Al—Mg₂Si. Небольшие добавки висмута (20–200 млн.⁻¹) могут быть использованы в сплавах системы Al—Mg для устранения вредного влияния натрия на горячеломкость.

Водород. Растворимость водорода в жидком алюминии при температуре плавления выше, чем в твердом состоянии (см. гл. 1). Это является причиной образования газовой пористости при затвердевании. Водород образуется при восстановлении алюминием водяного пара атмосферы и при разложении гидрокарбонатов. Поглощение водорода как твердым, так и жидким алюминием усиливается в присутствии определенных примесей на поверхности и в атмосфере, например соединений серы. Наличие гидридообразующих элементов в металле вызывает увеличение поглощения водорода расплавом. Другие элементы (бериллий, медь, олово и кремний) уменьшают поглощение водорода.

Кроме образования первичной пористости в слитках, водород приводит к возникновению вторичной пористости, пузырей и усиленному газовыделению при термической обработке. По-видимому, водород играет определенную роль в процессе разрушения по границам зерен при коррозионном растрескивании. Обеспечение регламентированного содержания водорода в расплаве производят путем продувки нейтральными газами или вакуумной дегазацией.

Галлий обычно присутствует в алюминии в качестве примеси в количестве 0,001–0,02%. При таком содержании влияние его на механические свойства очень незначительно. Установлено, что 0,2% Ga оказывают влияние на коррозионные свойства, а также на поведение некоторых сплавов

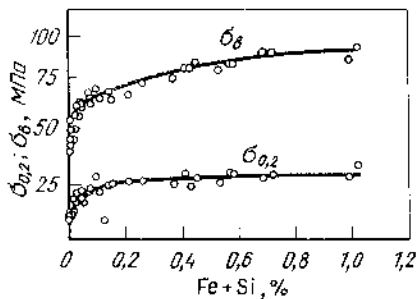


Рис. 6.18. Зависимость пределов прочности и текучести отожженного алюминия от содержания примесей железа и кремния (J.A.Nock, Alcoa)

при травлении и полировании. Жидкий галлий в контакте с алюминиевым сплавом очень быстро проникает в образец, диффундируя по границам зерен. Это может привести к полному межкристаллитному разрушению. Добавка 0,01 – 0,1 % Ga в расходные аноды предохраняет их от пассивации.

Железо является самой обычной примесью в алюминии и имеет высокую растворимость в жидком алюминии. Растворимость железа в твердом состоянии очень мала (~0,04 %) и если содержание его в сплаве выше указанного, то железо присутствует в виде интерметаллических соединений с алюминием, а часто и с другими элементами. Благодаря своей ограниченной растворимости железо используется в электротехнических сплавах для проводов, где оно несколько повышает прочность (рис. 6.18) и улучшает характеристики ползучести при умеренно повышенных температурах. Хотя небольшие количества железа в алюминии могут уменьшить прилипание металла к стенкам формы при литье в кокиль, присутствие его в литейных сплавах системы Al – Si (силумины) обычно нежелательно, поскольку при этом образуются грубые выделения фаз, обогащенных железом, которые снижают пластичность.

Железо уменьшает размер зерна в деформированных полуфабрикатах. Сплавы алюминия с железом и марганцем, состав которых близок к тройной эвтектике, например 8006, имеют хорошее сочетание прочности и пластичности при комнатной температуре и сохраняют прочность при повышенных температурах. Такие свойства достигаются благодаря мелкозернистой структуре, которая стабилизируется очень дисперсными выделениями второй фазы, обогащенной железом. Железо добавляют в сплавы системы Al – Cu – Ni для повышения прочности при повышенных температурах.

Индий. Небольшие добавки индия (0,05 – 0,2 %) существенно влияют на упрочнение сплавов Al – Cu при старении, особенно при низком содержании меди (2 – 3 %). Характер воздействия индия очень сходен с кадмием в том отношении, что он уменьшает эффект естественного старения, но увеличивает эффект искусственного. Добавка магния ослабляет влияние индия. Считается, что небольшие добавки индия (0,03 – 0,5 %) полезны в алюминий-кадмиевых подшипниковых сплавах.

Кадмий – относительно легкоплавкий элемент, который находит ограниченное применение в производстве алюминия и его сплавов. В количестве до 0,3 % кадмий вводят в сплавы Al – Cu для ускорения процесса искусственного старения, повышения прочности и улучшения коррозионных свойств. Добавки кадмия (0,005 – 0,5 %) используют для сокращения продолжительности старения сплавов системы Al – Zn – Mg. Считается, что следовые количества кадмия снижают коррозионную стойкость чистого алюминия. При содержании свыше 0,1 % кадмий вызывает горячеломкость в некоторых сплавах. Ввиду сильного поглощения нейтронов кадмием содержание его должно быть ограничено на очень низком уровне в сплавах, предназначенных для атомной энергетики. Кадмий используют для улучшения обрабатываемости резанием, в частности сплавов системы Al – Zn – Mg, причем он предпочтительнее висмута и свинца из-за более

высокой температуры плавления. Добавка 0,1 % Cd улучшает обрабатываемость резанием. Кадмий используют в подшипниковых сплавах наряду с кремнием. Соединения кадмия высокотоксичны. Пары кадмия при плавке, литье и обработке флюсами представляют опасность.

Кальций имеет очень низкую растворимость в алюминии и образует интерметаллид CaAl_4 . Группа сплавов, содержащих около 5 % Ca и 5 % Zn, обладает эффектом сверхпластичности. Соединение кальция с кремнием (CaSi_2) почти нерастворимо в алюминии и поэтому несколько повышает электропроводность алюминия промышленной чистоты. В сплавах системы Al—Mg—Si кальций уменьшает эффект старения. Действие кальция в сплавах Al—Si проявляется в увеличении прочности и снижении удлинения, но эти сплавы не становятся термически упрочняемыми. При 0,2 % Ca изменяется поведение сплава 3003 в процессе рекристаллизации. При очень малых содержаниях кальция (10 млн.^{-1}) увеличивается склонность расплавленных алюминиевых сплавов к насыщению водородом.

Кобальт не является широко используемой добавкой в алюминиевых сплавах. Его вводят в некоторые Al—Si сплавы, содержащие железо, для преобразования игольчатых выделений β -фазы (Al—Fe—Si) в более округлую фазу Al—Co—Fe, благодаря чему улучшаются прочностные и пластические характеристики. Сплавы системы Al—Zn—Mg—Cu, легированные кобальтом в количестве 0,2—1,9 %, получают методом порошковой металлургии.

Кремний. Содержание кремния как примеси в электролитическом алюминии (0,01—0,15 %) самое высокое после железа. Кремний является также наиболее часто используемой добавкой в литейных сплавах (см. гл. 8). В деформируемых сплавах кремний используют вместе с магнием в количестве до 1,5 % для образования фазы Mg_2Si в термически обрабатываемых сплавах серии 6XXX.

Сплавы Al—Si высокой чистоты горячеломки при содержании кремния до 3 %, причем критический интервал соответствует 0,17—0,8 % Si. Кремний в количестве 0,5—4 % уменьшает склонность к трещинообразованию в сплавах системы Al—Cu—Mg. Целый ряд алюминиевых литейных сплавов, содержащих кремний с медью и (или) магнием, находит промышленное применение. Небольшие добавки магния к любому сплаву, содержащему кремний, обеспечивают возможность его упрочнения посредством термообработки, при обратном соотношении картина меняется, поскольку при избытке магния по сравнению с количеством, необходимым для образования соединения Mg_2Si , резко снижается растворимость этой фазы в твердом состоянии. Механические свойства литейных Al—Si сплавов улучшаются при модифицировании, что показано на рис. 6.19. При литье в охлаждаемую изложницу аналогичный эффект достигается путем рафинирования кремниевой эвтектики (рис. 6.20). Модифицирование кремния можно производить посредством добавки натрия в эвтектические и заэвтектические сплавы и фосфора в заэвтектические сплавы. В деформируемые сплавы, предназначенные для плакировки паяемых листов, вводят до 12 % Si. Сплавы, содержащие около 5 % Si, при анодном оксидировании приобретают черную окраску и используются в декоративных целях.

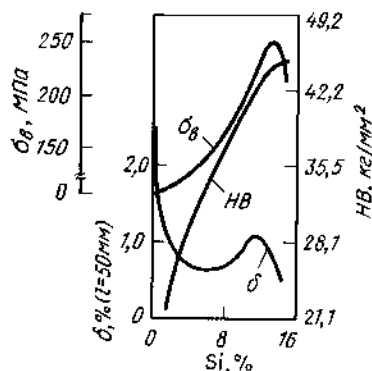
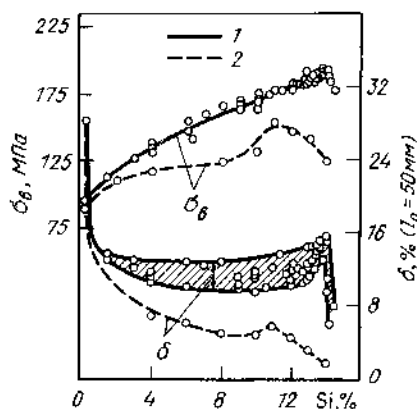


Рис. 6.19. Механические свойства Al – Si сплавов в литом состоянии (L.W.Kempf, *Metals Handbook, American Society for Metals, 1948, p. 805*). Литье в песчаные формы, диаметр образцов 12,7 мм:

1 – модифицированные сплавы; 2 – немодифицированные сплавы

Рис. 6.20. Механические свойства Al – Si сплавов в литом состоянии. Литье в кокиль, диаметр образцов 12,7 мм (L.W.Kempf, *Metals Handbook, American Society for Metals, 1948, p. 805*)

Литий. Содержание примеси лития в алюминии составляет порядка нескольких частей на миллион, но при уровне менее 5 млн.^{-1} он может вызывать коррозионные поражения на алюминиевой фольге (в виде голубой дымки) во влажной атмосфере. Следовые количества лития сильно увеличивают скорость окисления расплавленного алюминия и изменяют свойства поверхности деформированных полуфабрикатов. Двойные Al–Li сплавы упрочняются старением, но они не нашли промышленного применения. Интерес представляют сплавы системы Al–Mg–Li, прочность которых в термически обработанном состоянии сравнима с прочностью широко используемых в авиации алюминиевых сплавов¹. При этом плотность сплава снижается, а модуль упругости возрастает. В сплавах указанной системы в значительном количестве содержатся когерентные выделения LiAl_3 с упорядоченной структурой. Кроме повышения модуля упругости, также увеличивается сопротивление росту трещины усталости при средних значениях коэффициента интенсивности напряжений.

Магний является основным легирующим элементом в сплавах серии 5XXX. Максимальная растворимость магния в твердом алюминии составляет 17,4 %, но содержание его в промышленных деформируемых сплавах не превышает 5,5 %. Литейные сплавы содержат от 4 до 10 % Mg. Выделе-

¹ По-видимому, имеются в виду сплавы тита дюралюминий (Прим. ред.).

ние магния в литейных сплавах с 10 % Mg происходит даже при комнатной температуре. Сплавы, содержащие менее 7 % Mg, достаточно стабильны при комнатной температуре, но становятся неустойчивыми при более высоких температурах. Магний выделяется предпочтительно по границам зерен в виде фаз с высоким анодным потенциалом (Mg_5Al или Mg_5Al_8), которые вызывают склонность к межкристаллитной коррозии и коррозионному растрескиванию (см. разд. 7). Деформируемые сплавы, содержащие до 5 % Mg, обычно поставляются в стабильном состоянии. Добавка магния значительно повышает прочность алюминия без существенного снижения пластичности. Сплавы алюминия с магнием обладают высокой коррозионной стойкостью и хорошей свариваемостью. При деформировании этих сплавов в отожженном состоянии образуются линии Людерса.

Магний – марганец. Добавки марганца в количестве до 0,75 % в литейные сплавы системы Al – Mg повышают твердость, снижают пластичность и оказывают незначительное влияние на коррозионную стойкость. Деформируемые сплавы этой системы в нагартованном состоянии имеют высокие показатели прочности и коррозионной стойкости и хорошую свариваемость. Повышенное содержание либо магния, либо марганца вызывает трудности при изготовлении полуфабрикатов и увеличивает склонность к трещинообразованию при горячей прокатке, особенно если в сплаве имеются следы натрия. Основными преимуществами добавок марганца являются, во-первых, более однородное распределение по объему магниевой фазы и, во-вторых, то, что для достижения заданного уровня прочности и стабильности сплава при наличии марганца необходимо меньшее содержание магния.

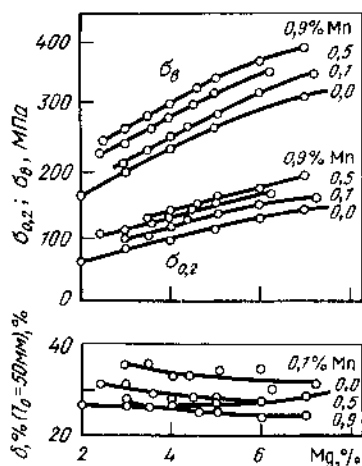


Рис. 6.21. Механические свойства плиты толщиной 12,7 мм сплава Al – Mg – Mn в отожженном состоянии (W.A.Anderson, Alcoa)

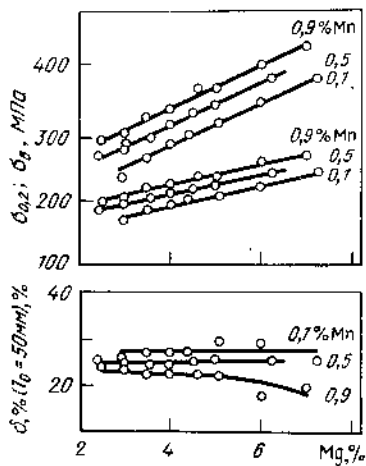


Рис. 6.22. Механические свойства плиты толщиной 12,7 мм сплава Al – Mg – Mn в состоянии H321 (W.A.Anderson, Alcoa)

Механические свойства плиты толщиной 13 мм в зависимости от содержания магния и марганца показаны на графиках рис. 6.21 в отожженном состоянии и рис. 6.22 в нагартованном. При повышении содержания магния прирост предела прочности составляет примерно 34 МПа на 1 % Mg; влияние марганца почти вдвое эффективнее.

Магний — Mg_2Si . Деформируемые сплавы серии 6XXX содержат до 1,5 % Mg и Si в соотношении, соответствующем формуле Mg_2Si , т. е. 1,73 : 1. Максимальная растворимость Mg_2Si в алюминии составляет 1,85 %, и она уменьшается при снижении температуры. Упрочнение при старении происходит за счет образования зон Гинье-Престона и очень дисперсных выделений. Как зоны, так и дисперсные выделения повышают прочность этих сплавов, хотя уровень ее не столь высок, как у сплавов серий 2XXX или 7XXX (см. разд. 2).

Сплавы Al— Mg_2Si можно разделить на три группы. К первой группе относятся сплавы, в которых суммарное содержание магния и кремния не превышает 1,5 %. Эти элементы присутствуют в указанных сплавах примерно в равных количествах или с небольшим избытком кремния. Типичным примером сплавов этой группы является сплав 6063, широко применяемый в виде прессованных полуфабрикатов в строительных конструкциях. Сплав легко прессуется, номинальное содержание Mg_2Si в нем составляет 1,1 %. Температура нагрева под закалку у этого сплава немного выше 500°C, и он мало чувствителен к скорости охлаждения при закалке. Поэтому непосредственно после прессования его можно охлаждать на воздухе, а затем искусственно состарить, после чего материал имеет средний уровень прочности, хорошую пластичность и превосходную коррозионную стойкость.

В сплавах второй группы суммарное содержание магния и кремния более 1,5 %, но, кроме этого, в них имеются другие добавки, например 0,3 % Cu, которая повышает прочность в состоянии T6. Такие элементы, как марганец, хром и цирконий, используют для регулирования микроструктуры. Сплавы этой группы, так же как конструкционный сплав 6061, имеют предел прочности примерно на 70 МПа выше, чем сплавы первой группы в состоянии T6. Температура нагрева под закалку у этих сплавов выше по сравнению со сплавами первой группы и они чувствительны к скорости охлаждения при закалке. Поэтому для них необходимо проведение отдельной операции нагрева под закалку с последующим быстрым охлаждением, после чего производят искусственное старение.

Сплавы третьей группы содержат такое количество Mg_2Si , которое выше, чем в первых двух группах сплавов, при значительном избытке кремния. Избыток кремния в размере 0,2 % повышает прочность сплава, содержащего 0,8 % Mg_2Si , почти на 70 МПа. Более высокое содержание кремния оказывает менее благотворное действие. Однако излишнее количество магния полезно только при низком содержании Mg_2Si , поскольку магний снижает растворимость Mg_2Si . В сплавах с избытком кремния выделение его по границам зерен приводит к межкристаллитному характеру разрушения в рекристаллизованных полуфабрикатах. Добавки марганца,

хрома или циркония нейтрализуют влияние кремния посредством предотвращения рекристаллизации в процессе термообработки. Примером сплавов этой группы являются сплав 6351 и недавно разработанные сплавы 6009 и 6010. Добавки свинца и висмута в сплав этой группы (6262) улучшают обрабатываемость резанием. Этот сплав имеет более высокую коррозионную стойкость, чем сплав 2011, также применяемый как хорошо обрабатываемый.

Небольшие добавки магния к литейным сплавам системы Al – Si, например сплаву 356,0 (7 % Si, 0,3 % Mg), делают их термически упрочняемыми и позволяют повысить прочность без снижения коррозионной стойкости.

Марганец является обычной примесью в первичном алюминии, при этом содержание его колеблется в пределах от 5 до 50 млн.⁻¹. Марганец снижает электросопротивление алюминия (см. табл. 6.2). Марганец увеличивает прочность сплава либо посредством упрочнения твердого раствора, либо путем образования дисперсных интерметаллических фаз без снижения коррозионной стойкости. Растворимость марганца в твердом алюминии в присутствии обычных примесей очень ограничена, но при литье в водоохлаждаемую изложницу¹ марганец удерживается в твердом растворе, так что большая часть вводимого в сплав марганца, по существу, остается в твердом растворе даже в крупногабаритных слитках. В качестве добавки марганец используется для повышения прочности и регулирования микроструктуры (рис. 6.23). Влияние марганца проявляется в повышении температуры рекристаллизации и создании благоприятных условий для образования волокнистой микроструктуры при горячей деформации. Частицы марганцовистых дисперсоидов замедляют процесс рекристаллизации и препятствуют росту зерен. Выделения марганцовистых фаз увеличивают чувствительность к скорости охлаждения термически упрочняемых сплавов.

Марганец используют также для корректировки формы игольчатых или пластинчатых выделений фазы, содержащей железо, и ослабления охрупчивающего влияния этих частиц. При концентрациях до 1,25 % марганец

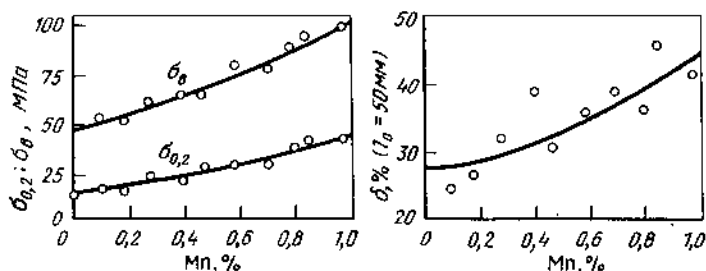


Рис. 6.23. Влияние марганца на механические свойства деформированного алюминия чистотой 99,95 %, закаленного в холодной воде от 565 °С, образцы толщиной 1,6 мм (Alcoa Research Laboratories)

¹ В условиях быстрого охлаждения при кристаллизации (Прим. ред.)

является основным легирующим элементом в сплавах серии 3XXX, где он присутствует либо один, либо вместе с магнием. Сплавы этой серии используются в больших количествах для изготовления унаковки для напитков и в виде листового материала в народном хозяйстве. Даже в сильно нагартованном состоянии из этих сплавов изготавливают консервные банки.

Суммарное содержание марганца, железа, хрома и других переходных металлов необходимо ограничивать во избежание образования крупных первичных интерметаллидов в процессе выстаивания расплава или при разливке слитков. В сплавах 3003 и 3004 суммарное содержание железа и марганца не должно превышать 2,0 и 1,7 % соответственно для предотвращения образования первичной фазы $(Fe, Mn)Al_6$ в процессе литья.

Медь. Сплавы Al—Cu, содержащие от 2 до 10 % Cu, в сочетании с другими добавками образуют важное семейство сплавов (см. главы 8 и 9). Как литейные, так и деформируемые сплавы этой системы восприимчивы к закалке и последующему старению, при этом прочность и твердость возрастают, а относительное удлинение снижается. Максимальное упрочнение достигается при содержании 4—6 % Cu в зависимости от влияния других присутствующих элементов.

Влияние меди на механические свойства отливок, полученных литьем в песчаные формы, показано на рис. 6.24. Свойства листов при различных видах термообработки в зависимости от содержания меди приведены на графиках рис. 6.25. Кинетика старения двойных Al—Cu сплавов исследо-

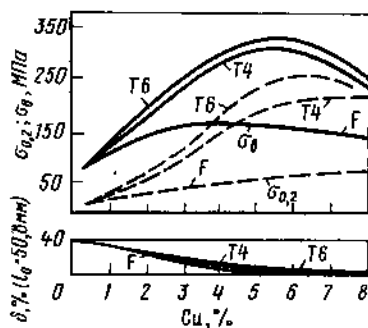


Рис. 6.24. Механические свойства Al—Cu сплавов высокой чистоты в различных состояниях в зависимости от содержания меди; литье в песчаные формы, диаметр образцов 12,7 мм (E.H.Dix, J.J.Bowman, *Metals Handbook, American Society for Metals, 1948, p. 804*). F — литое состояние

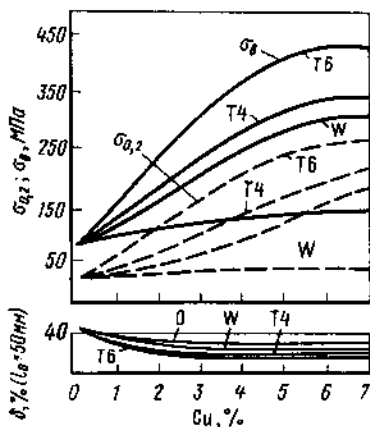


Рис. 6.25. Механические свойства Al—Cu деформируемых сплавов в зависимости от содержания меди; ширина рабочей части образца 13 мм, толщина 1,6 мм, W — закаленное состояние; O — отожженное состояние

вана более подробно, чем все другие системы, однако промышленное применение нашли только несколько двойных Al—Cu сплавов. Большинство промышленных сплавов содержит другие легирующие элементы.

Медь—магний. Введение магния в сплавы Al—Cu приводит к значительному эффекту упрочнения в результате естественного старения после закалки. У ряда деформируемых сплавов этой группы повышение прочности при естественном старении сочетается с высокой пластичностью. При искусственном старении можно достигнуть дальнейшего повышения прочностных свойств, особенно предела текучести при существенном снижении относительного удлинения. Добавка магния в литейные Al—Cu сплавы также повышает прочность, но снижает пластичность. Как в литейных, так и в деформируемых сплавах этой группы такое небольшое содержание магния, как 0,05 %, эффективно влияет на процесс старения. Коррозионные свойства сплавов Al—Cu с добавкой магния зависят от типа полуфабриката и режима термообработки (см. разд. 7).

Медь—магний с добавками других элементов. Для литейных Al—Cu—Mg сплавов, содержащих железо, характерны размерная стабильность и хорошие антифрикционные свойства в сочетании с высокими показателями прочности и твердости при повышенных температурах. Однако в деформируемом сплаве Al—4 % Cu—0,5 % Mg железо даже при небольшой концентрации (около 0,5 %) снижает прочностные свойства в термообработанном состоянии, если содержания кремния недостаточно для связывания железа в фазу типа α —(FeSi). В этом случае избыток железа соединяется с медью, образуя фазу Cu_2FeAl_7 , при этом уменьшается количество меди, обеспечивающее эффект упрочнения при термической обработке. Если кремния достаточно для связывания железа, то свойства сплава не меняются. Кремний также образует соединение с магнием (Mg_2Si) и тем самым участвует в процессе упрочнения при старении.

Серебро значительно повышает прочность сплавов Al—Cu—Mg в термически обработанном состоянии. Никель увеличивает прочность и твердость литейных и деформируемых сплавов Al—Cu—Mg при повышенных температурах. Добавка около 0,5 % Ni снижает прочностные свойства термически обрабатываемого деформируемого сплава Al—4 % Cu—0,5 % Mg при комнатной температуре.

Сплавы, содержащие марганец, образуют наиболее важную группу промышленных высокопрочных деформируемых сплавов системы Al—Cu—Mg; свойства этих сплавов рассматриваются в разделе 9. Заметное влияние марганца на свойства сплавов Al—Cu с 0,5 % Mg показано на рис. 6.26. Из рассмотрения графиков этого рисунка следует, что нет такого состава сплава, при котором сочетались бы максимальные прочность и пластичность. Как правило, прочность повышается при раздельном или совместном увеличении содержания магния и марганца, при этом предел текучести также возрастает, но в меньшей степени. Дальнейшее повышение прочности и, в особенности, предела текучести имеет место при холодной деформации после упрочняющей термообработки. Добавки марганца и магния ухудшают технологические характеристики сплавов Al—Cu, а марга-

нец вызывает также потерю пластичности; поэтому концентрация марганца в промышленных сплавах не превышает около 1%. Легирование кобальтом, хромом или молибденом деформируемого сплава Al—4% Cu—0,5% Mg повышает его прочностные свойства в термообработанном состоянии, но не дает преимуществ по сравнению с добавкой марганца.

Для обеспечения высокой технологической пластичности при формообразовании для нужд автомобильной промышленности разработаны сплавы с более низким содержанием меди, чем в широко применяемых сплавах 2024 и 2014. Такими сплавами являются 2002, Al2G и 2036. Они обладают достаточно высокой формованием, хорошо свариваются точечной сваркой и удовлетворительно сваркой плавлением, имеют высокую коррозионную стойкость, в них не образуются линии Людерса при деформации. Операция сушки покрытия одновременно является и старением, обеспечивая необходимые механические свойства.

Медь и малые добавки. Свойства литейных сплавов системы Al—Cu рассматриваются в гл. 8. В деформируемые сплавы этой системы вводят небольшие добавки некоторых элементов (Mn, Ti, V, Zr) для повышения температуры рекристаллизации. Сплавы с указанными добавками сохраняют высокие свойства при повышенных температурах, имеют хорошие технологические, литейные и сварочные характеристики. На графиках рис. 6.27 показано влияние концентрации меди в пределах от 3 до 8% на свойства сплава Al—0,3% Mn—0,2% Zr—0,1% V при комнатной температуре и после двух различных выдержек при нагреве при 315°C. Следует отметить стабильность свойств сплава, выражающуюся в незначительном снижении прочности во времени.

Молибден. Концентрация этой примеси в алюминии очень мала (от 0,1 до 1,0 млн.⁻¹). В силу того что диаграмма состояния Al—Mo со стороны алюминия имеет перитектический тип, молибден при концентрациях до 0,3% используют как рафинирующую добавку, а также в качестве модификатора для фазы, содержащей железо; однако промышленного значения эта добавка не имеет.

Мышьяк. Соединение AsAl является полупроводником. Мышьяк очень токсичен (в виде AsO₃), поэтому его содержание должно быть строго ограничено на очень низком уровне и его необходимо контролировать, если алюминий используется для изготовления фольги, предназначенной для упаковки пищевых продуктов.

Никель. Растворимость никеля в твердом алюминии не превышает 0,04%. При большем содержании он присутствует обычно в виде нерастворимого интерметаллического соединения с железом. Никель при концентрациях до 2% увеличивает прочность алюминия высокой частоты, но уменьшает пластичность. Двойные сплавы Al—Ni не находят промышленного применения, но никель вводят в сплавы Al—Cu и Al—Si для повышения твердости и прочности при повышенных температурах и уменьшения коэффициента линейного расширения. Никель способствует питтинговой коррозии низколегированных сплавов, например таких, как 1100. Содержание никеля ограничивается в сплавах, используемых в атомных реакторах, из-за высокого поглощения нейтронов, но в других слу-

чаях он является желательной добавкой (вместе с железом), поскольку улучшает коррозионную стойкость сплавов при высоких давлениях.

Ниобий. Как и другие элементы, образующие с алюминием диаграмму перитектического типа, ниобий обычно играет роль рафинирующей добавки, но этот эффект незначителен.

Олово. Содержание олова как легирующего элемента следующее: в деформируемых сплавах — от 0,03 % до нескольких процентов, в литейных сплавах — до 25 %. При небольших концентрациях олова (0,05 %) заметно увеличивается эффект искусственного старения в сплавах после закалки, в результате чего повышается прочность и улучшается коррозионная стойкость. При больших концентрациях олова в сплавах Al — Cu возникает склонность к "горячим" трещинам. В присутствии даже очень небольшого количества магния в сплаве эффект искусственного старения сильно снижается, вероятно, вследствие образования некогерентной фазы — соединения магния с оловом.

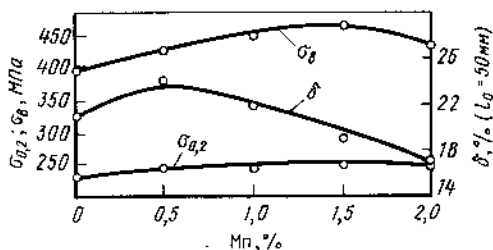


Рис. 6.26. Зависимость между прочностными свойствами и содержанием марганца в сплаве Al — 4 % Cu — 0,5 % Mg, закаленном от 525 °С

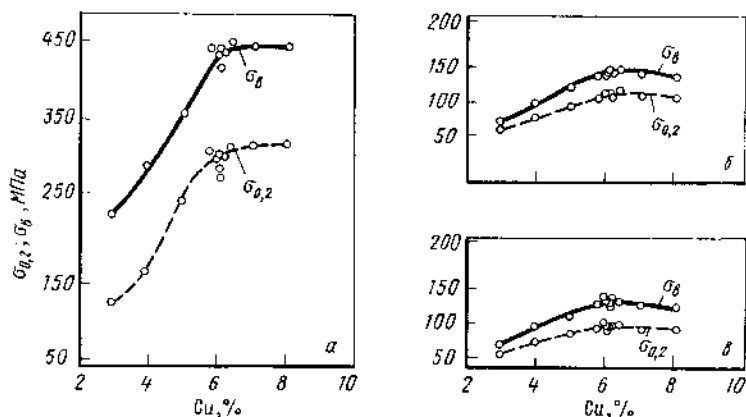


Рис. 6.27. Изменение механических свойств сплава Al — 0,3 % Mn — 0,2 % Zr — 0,1 % V в состоянии Т6 в зависимости от содержания меди при комнатной температуре (а); после нагрева при 315 °С, 0,5 ч; после нагрева при 315 °С, 100 ч (J.A.Nock, Alcoa)

Олово улучшает обрабатываемость резанием алюминия и его сплавов, и это используется в литейных сплавах Al—Cu, Al—Cu—Si и Al—Zn (при концентрациях до 1 %).

Подшипниковые сплавы Al—Sn с добавками других металлов (Cu, Ni, Si) применяются для изготовления подшипников, работающих при высоких скоростях, нагрузках и температурах. Добавки меди, никеля и кремния повышают несущую способность и износостойкость подшипников, а мягкая оловянистая фаза предохраняет от эрозии.

При содержании олова до 0,01 % в промышленном алюминии возможно потемнение поверхности полуфабрикатов и увеличение склонности к коррозии, что связано, по-видимому, с миграцией олова к поверхности. Этот эффект может быть уменьшен введением малых добавок меди (0,2 %). Сплавы Al—Zn с малыми добавками олова применяются для протекторных анодов в солевых растворах.

Ртуть. Этот элемент вводят в количестве до 0,05 % в алюминий, используемый для изготовления протекторных анодов, предназначенных для защиты стальных конструкций. Во всех остальных случаях контакт с ртутью или ее солями вызывает ускоренную коррозию большинства алюминиевых сплавов. При использовании ртути в качестве добавки следует учитывать ее токсичность.

Свинец. Обычно свинец присутствует в следовых количествах в алюминии промышленной чистоты, но в некоторые сплавы (например, 2011 и 6262) вводят по 0,5 % Pb и Bi для улучшения обрабатываемости резанием. Добавки свинца могут создать затруднения при изготовлении сплава, поскольку свинец склонен к ликвации и вызывает горячеломкость сплавов Al—Cu—Mg. Соединения свинца токсичны.

Сера. В алюминии промышленной чистоты сера присутствует в количестве от 0,2 до 20 млн.⁻¹. Считается, что серу можно использовать для модифицирования доэвтектических и заэвтектических сплавов Al—Si.

Серебро имеет очень высокую растворимость в твердом алюминии (почти 55 %). Из-за высокой стоимости серебра двойные сплавы Al—Ag не нашли промышленного применения; однако небольшие добавки (0,1—0,6 % Ag) эффективны для повышения прочности и сопротивления коррозионному растрескиванию под напряжением сплавов Al—Zn—Mg.

Стронций. В алюминии промышленной чистоты обнаруживают следы стронция (0,01—0,1 млн.⁻¹). Стронций используют вместе с натрием для модифицирования литейных сплавов Al—Si (см. раздел 8).

Сурьма присутствует в промышленном первичном алюминии в виде следов (0,01—0,1 млн.⁻¹). Растворимость сурьмы в твердом алюминии очень мала (< 0,01 %). Установлено, что при добавке сурьмы в сплавы Al—Mg образуется защитная пленка из оксихлорида сурьмы, благодаря чему повышается коррозионная стойкость в солевом растворе. Некоторые подшипниковые сплавы содержат от 4 до 6 % Sb. Сурьму можно использовать вместо висмута для предотвращения горячих трещин в сплавах Al—Mg. В заэвтектических литейных сплавах Al—Si сурьма препятствует образованию первичных выделений кремния. В количестве 0,05—0,2 % сурьму применяют для рафинирования эвтектического кремния в

литейных сплавах. Модифицирующее действие сурьмы выражено слабее, чем у натрия или стронция, но сурьма не выгорает при выстаивании расплава или переплаве (см. раздел 8).

Титан присутствует в количестве от 10 до 100 млн.⁻¹ в промышленно чистом алюминии. Титан снижает электропроводность алюминия, но степень этого снижения может быть уменьшена путем добавки в расплав бора, образующего нерастворимый борид титана (TiB₂). Основное назначение титана в алюминиевых сплавах — измельчение зерна в отливках и слитках. Модифицирующее действие титана уменьшается по мере выстаивания расплава и при переплаве, если он является единственной модифицирующей добавкой. Эффект модифицирования сохраняется и усиливается при введении бора. Титан обычно добавляют в сварочную проволоку для измельчения структуры сварного шва и уменьшения склонности к трещинообразованию при сварке. При литье слитков, предназначенных для изготовления листов или прессованных полуфабрикатов, титан вводят в расплав один или вместе с TiB₂ для измельчения литой структуры и предотвращения образования трещин.

Углерод как примесь редко встречается в алюминии в виде оксикарибидов или карбидов, среди которых наиболее распространенный Al₄C₃; однако при наличии таких примесей, как титан, возможно образование карбидов. Соединение Al₄C₃ разлагается в присутствии воды и водяного пара, и это может привести к питтинговой коррозии. Обычно при перемешивании и флюсовании расплава содержание углерода снижается до миллионных долей.

Фосфор. Содержание фосфора в промышленном алюминии составляет 1—10 млн.⁻¹. Его растворимость в жидком алюминии очень мала (~0,01 % при 660°C) и еще меньше в твердом. Фосфор применяется как модификатор в заэвтектических сплавах Al—Si, где фосфид алюминия играет роль зародыша для первичного кремния, благодаря чему измельчаются выделения кремния и улучшается обрабатываемость резанием (см. раздел 8). Следовые содержания фосфора препятствуют действию натрия как модификатора в доэвтектических литейных сплавах Al—Si. Соединение алюминия с фосфором вступает в реакцию с водяным паром, образуя фосфин (PH₃), но, поскольку концентрация фосфора в алюминии очень мала, это не представляет опасности для здоровья, если используется достаточная вентиляция при механической обработке слитков, модифицированных фосфором. Образование фосфина может иметь место при разборке печи, огнеупорная кладка которой была выполнена с помощью фосфатсодержащего связующего.

Хром как примесь присутствует в алюминии в количестве от 5 до 50 млн.⁻¹. Он оказывает значительное влияние на электросопротивление (см. табл. 15). Хром широко используют как легирующую добавку в сплавах Al—Mg, Al—Mg—Si и Al—Mg—Zn, где его содержание обычно не превышает 0,35 %. При большем содержании наблюдается тенденция к образованию очень грубых интерметаллидов с другими примесями или легирующими добавками, например, с марганцем, железом и титаном. Допустимое содержание хрома снижается по мере увеличения концент-

рации переходных металлов. В литейных сплавах избыток хрома при выстаивании расплава образует шлам (по перитектической реакции).

Хром имеет малую скорость диффузии и образует мелкодисперсные выделения в деформированных полуфабрикатах, которые препятствуют образованию и росту зерен при рекристаллизации. Добавку хрома используют для регулирования микроструктуры и предотвращения роста зерен в сплавах Al—Mg как актирестриктор в сплавах Al—Mg—Si или Al—Mg—Zn при горячей деформации или термической обработке. Полосчатая или волокнистая структура, образующаяся благодаря присутствию хромистых дисперсоидов, приводит к снижению склонности к коррозии под напряжением и улучшению вязкости. Хром в твердом растворе и в виде мелкодисперсных выделений незначительно повышает прочность сплавов. Основным недостатком хрома в термически упрочняемых сплавах является повышение чувствительности к скорости охлаждения при закалке, когда упрочняющая фаза выделяется на ранее образовавшихся частицах хромистых соединений. Хром в сплаве придает золотистый оттенок анодной пленке.

Церий добавляют в литейные сплавы в основном в виде мишметалла (смесь редкоземельных металлов, содержащая 50—60 % Ce) для повышения жидкотекучести и уменьшения налипания металла на стенки формы. Установлено, что в сплавах с содержанием железа >0,7 % добавка церия изменяет форму игольчатых выделений FeAl₃.

Цинк. Сплавы Al—Zn известны уже много лет, но горячеломкость литейных сплавов и чувствительность к коррозионному растрескиванию деформируемых сплавов ограничивали их применение. Легирование алюминия только одним цинком не приводит к улучшению литейных свойств. У деформируемых сплавов имеет место некоторое повышение прочности в термообработанном состоянии, что следует из графиков рис. 6.28. С другой стороны, сплавы Al—Zn, легированные добавками других элемен-

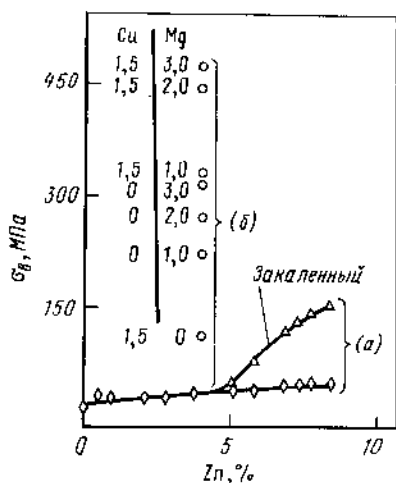


Рис. 6.28. Влияние концентрации цинка на предел прочности алюминия чистотой 99,95 % после закалки и старения при 135 °С (а) и прочность сплава Al—4 % Zn после аналогичной термообработки в зависимости от содержания меди и магния (б)

тов, обладают большими преимуществами по прочности в литом состоянии и наивысшей прочностью среди деформируемых алюминиевых сплавов. Усилия, направленные на преодоление отмеченных выше ограничений для применения, увенчались успешно, и в настоящее время расширяется промышленное использование литейных и деформируемых сплавов с цинком и магнием. Присутствие цинка в алюминии вызывает повышение его потенциала растворения, благодаря чему двойные сплавы применяют в качестве защитной плакировки (сплав 7072) и для протекторных анодов.

Цинк—магний. Введение магния в сплавы Al—Zn приводит к значительно повышению прочности этой системы, особенно при концентрации цинка от 3 до 7,5 %. Магний и цинк образуют фазу $MgZn_2$, которая существенно повышает способность сплавов подвергаться упрочняющей термообработке по сравнению с двойными сплавами Al—Zn. Хотя литейные характеристики сплавов Al—Zn—Mg хуже, чем у сплавов Al—Si, их прочностные свойства в литом состоянии достаточно высокие, и некоторые из этих сплавов нашли промышленное применение (см. гл. 8).

Прочность деформируемых Al—Zn сплавов также существенно возрастает при легировании магнием. Увеличение концентрации $MgZn_2$ с 0,5 до 12 % приводит к непрерывному повышению пределов прочности и текучести листов толщиной 1,6 мм после их закалки в холодной воде. При избытке магния (на 100 и 200 %) сверх концентрации, необходимой для образования $MgZn_2$, происходит дальнейшее упрочнение, что показано на графиках рис. 6.29.

С другой стороны, увеличение концентрации цинка и магния снижает общую коррозионную стойкость алюминия настолько, что часто для обеспечения требуемого сопротивления коррозионному растрескиванию под напряжением и расслаивающей коррозии необходим строгий контроль микроструктуры, режимов термической обработки и химического состава.

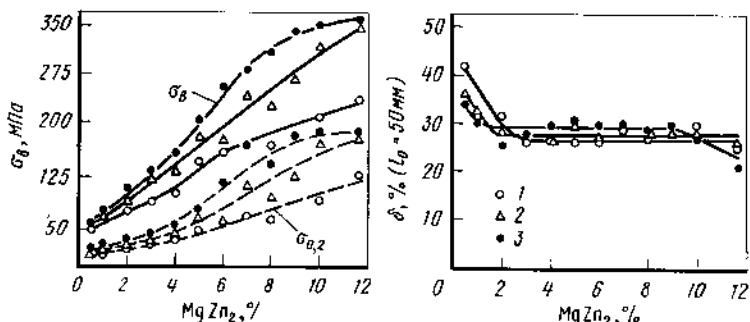


Рис. 6.29. Влияние содержания $MgZn_2$ в количестве, соответствующем составу фазы и при избытке магния, на свойства деформированного алюминия чистотой 99,95 %, закаленного в холодной воде от 470°C , образцы толщиной 1,6 мм (Alcoa Research Laboratories):

1 — соотношение Mg и Zn соответствует составу фазы $MgZn_2$; 2 — $MgZn_2$ + + 100 %-ный избыток Mg; 3 — $MgZn_2$ + 200 %-ный избыток Mg

ва. Например, в зависимости от сплава коррозионная стойкость под напряжением контролируется одним или всеми из ниже перечисленных факторов:

- перестариванием;
- скоростью охлаждения при закалке;
- сохранением нерекристаллизованной структуры посредством введения таких добавок, как цирконий;
- легированием медью или хромом (см. сплавы Al – Zn – Mg – Cu);
- корректировкой величины отношения концентрации цинка к магнию, близкой к 3 : 1.

Цинк – магний – медь. Легирование медью сплавов системы Al – Zn – Mg совместно с хромом и марганцем привело к созданию наиболее высокопрочных промышленных алюминиевых сплавов. Свойства сплавов этой группы после соответствующей каждому сплаву термообработки показаны на рис. 6.30.

В сплавах этой системы цинк и магний контролируют процесс старения. Влияние меди проявляется в увеличении скорости старения посредством повышения степени пересыщения и, вероятно, образования фазы $CuMgAl_2$. Добавка меди приводит также к увеличению чувствительности к скорости охлаждения при термообработке. В общем, медь снижает сопротивление общей коррозии сплавов Al – Zn – Mg, но повышает коррозионную стойкость под напряжением. Малые добавки, такие как хром и цирконий, оказывают существенное влияние на механические и коррозионные свойства (см. главы 5 и 7).

Цирконий. Добавки циркония в количестве 0,1 – 0,3 % используют для образования мелкодисперсных выделений интерметаллических фаз, препятствующих возврату и рекристаллизации. Увеличивается число сплавов, особенно в системе Al – Zn – Mg, в которых добавки циркония используют для повышения температуры рекристаллизации и регулирования величины зерна в деформированных полуфабрикатах. При легировании цирконием сплавы этой системы менее чувствительны к скорости охлаждения, чем в случае использования добавок хрома. Более высокие кон-

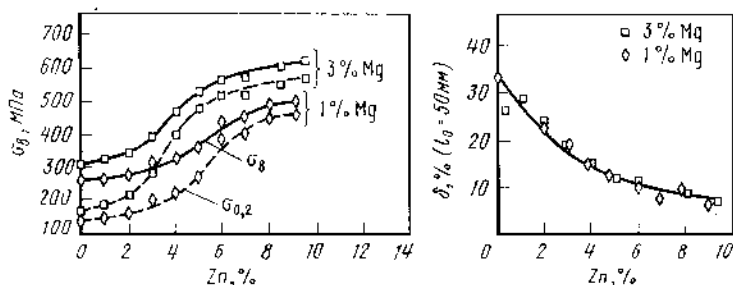


Рис. 6.30. Влияние цинка на свойства листов толщиной 1,6 мм сплавов Al – 1,5 % Cu – (1–3 %) Mg; сплав с 1 % Mg закален от 495 °С, сплав с 3 % Mg закален от 460 °С; закалка всех образцов в холодной воде, старение при 135 °С,

12 ч

центрации циркония используют в некоторых сверхпластичных сплавах для сохранения необходимой мелкозернистой субструктуры при операциях формообразования при высоких температурах. Добавки циркония применялись для измельчения зерна в литом состоянии, но они менее эффективны, чем титан. Кроме того, цирконий ослабляет модифицирующее действие титана и бора, что вызывает необходимость введения титана и бора в больших количествах в сплавах с цирконием.

7. КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ¹

Большинство алюминиевых сплавов имеет высокую коррозионную стойкость в естественной атмосфере, морской воде, растворах многих солей и химикатов и в большинстве пищевых продуктов, хотя в тонкостенных пищевых контейнерах используют покрытия во избежание коррозионных повреждений [1, 2]. Следует отметить разницу между длительностью службы изделия и его внешним эстетическим видом. Поверхность алюминия может стать непривлекательной из-за мелких, неглубоких питтинговых поражений, потускнеть или даже почернеть из-за скопления грязи, но такие незначительные поражения не оказывают влияния на срок службы изделий, например, кровельного покрытия или обшивки стен.

Эта глава посвящена почти исключительно деформируемым сплавам, хотя в нее включены некоторые сведения, касающиеся литейных сплавов. По вопросам коррозии алюминиевых отливок опубликовано немного работ, и это объясняется, по-видимому, тем, что проблема коррозии для литых полуфабрикатов не является столь острой, как для деформированных, вследствие большей толщины поперечного сечения, а также потому, что более сильная общая коррозия не приводит к нарушению функционального назначения детали. Кроме того, эстетическая сторона проблемы имеет меньшее значение для отливок. На коррозионные свойства отливок влияют состав сплава и состояние термической обработки; разница в технологии литья играет несущественную роль в этом отношении.

¹ Эту главу переработали следующие авторы: Х. П. Годард (H. P. Godard, Alcan International Lt), У. Х. Антони (W. H. Antoni, Anaconda Aluminum Co), Дж. А. С. Грин (J. A. S. Green, Martin Marietta Laboratories), Е. Т. Энгелхарт (E. T. Englehart, Alcoa Technical Center), Дж. С. Снодграсс (J. S. Snodgrass, Reynolds Metals Co), Т. Дж. Саммерсон и Дж. Московитц (T. J. Summerson, J. Moskovitz, Kaiser Aluminum and Chemical Corp.) и М. Замин (M. Zamin, Alcan International, Kingston Lab.). Авторами статьи аналогичного содержания в трехтомном издании "Aluminum", 1967 г., США являются У. У. Бинджер (W. W. Binger), Е. Х. Холлингсворт (F. H. Hollingsworth) и Д. О. Спраулс (D. O. Sprowls), Alcoa Research Laboratories.

Пленка оксидов на поверхности алюминия. В соответствии с термодинамикой алюминий должен быть активным металлом, отличающимся низкой коррозионной стойкостью. Сопротивление коррозии алюминия во многих средах объясняется наличием на его поверхности тонкой, прочной пленки, имеющей хорошее сцепление с металлом. В тех местах, где пленка нарушается, она в большинстве сред образуется снова и быстро растет. Обычно толщина пленки, возникающей на воздухе, составляет около 50 Å, и она увеличивается с повышением температуры. Рост пленки сильно ускоряется в воде, но гораздо более толстые пленки образуются в отсутствие кислорода.

Оксидная пленка растворяется в некоторых химикатах, особенно в концентрированных кислотах и щелочах. Как правило, такая пленка устойчива в водных растворах с $\text{pH} = 4,0 \div 9,0$, хотя имеются и исключения, например стабильность пленки в концентрированной азотной кислоте ($\text{pH} = 1$) и концентрированном растворе гидроксида аммония ($\text{pH} = 13$). Влияние pH среды более подробно обсуждается далее.

Процесс коррозии. Понятие "процесс коррозии" характеризует как коррозионную среду, так и поведение металла. В соответствии с этим сопротивление коррозии алюминиевого сплава обусловлено окружающей средой и составом сплава. Физические и химические свойства среды влияют на процесс коррозии. Химическое воздействие среды зависит от ее состава и присутствия примесей, например ионов тяжелых металлов. Физическими факторами являются температура, подвижность среды и ее перемешивание, а также давление. Коррозия может быть вызвана и другим физическим фактором — наличием блуждающих токов.

На коррозионное поведение сплава влияют его состав и технология изготовления. Эти факторы определяют микроструктуру, от которой зависят локализация коррозии и характер поражения. Для коррозионного поведения алюминиевой конструкции важное значение могут иметь конструктивные особенности элементов. Существенны также типы соединений и контакт с другими металлами.

Поскольку на коррозию влияет много переменных, поведение алюминия нельзя рассматривать изолированно только с точки зрения конкретного полуфабриката или данной среды. Необходимы подробные данные о присутствии примесей, условиях изготовления и эксплуатации, микроструктуре материала, а также о конструктивных особенностях детали. Самое ценное — опыт успешной эксплуатации материала. Настоящая глава посвящена следующим аспектам коррозионного поведения алюминия:

- поведение в определенных средах;
- типы коррозии;
- влияние структуры на коррозию;
- влияние факторов коррозионной среды на коррозию;
- способы защиты от коррозии.

7. 1. ОБЩАЯ КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ

7. 1. 1. Атмосферная коррозия

Относительная коррозионная активность естественных атмосфер. Различают несколько типов естественной атмосферы: условия сельской местности, промышленных районов, морскую или промышленно-морскую атмосферы. В пределах каждого из указанных типов атмосферы имеются значительные отклонения в коррозионной активности. По данным [3], скорость коррозии алюминия в атмосферных условиях в различных точках земного шара составляет от 0,03 до 4,1 мкм/год, т.е. с разницей в 160 раз. Агрессивность среды сильно зависит и от металла. Например, при испытаниях в течение пяти лет различных металлов (алюминий, медь, свинец, цинк и железо) на 21 испытательной станции атмосфера Лагоса (Нигерия) оказалась наиболее коррозионно активной в отношении стали, но в восемь раз менее агрессивной в отношении алюминия, чем атмосфера Стрэтфорда (пригород Лондона).

Коррозионная активность атмосферы различна по отношению к разным алюминиевым сплавам. Она выше для менее коррозионно стойких сплавов, что установлено в работе [4] при испытаниях на трех станциях, расположенных в прибрежных морских районах:

Местоположение испытательной станции	Коррозионная активность по отношению к сплавам		
	1200	3003	2017-T6
Ки-Уэст, штат Флорида	1	1	1
Санди-Хук, штат Нью-Йорк	2	1	11
Ла-Джолла, штат Калифорния	4	27	59

Коррозионная активность морской атмосферы при данном местоположении испытательной станции зависит от количества соли в воздухе, продолжительности выдержки металла во влажной атмосфере и температуры. Протяженность территорий, удаленных от моря, на которые распространяется морская атмосфера, зависит от преобладающего направления, скорости и частоты ветра и от величины поверхности морского пространства. При любом местоположении станции в прибрежных районах количество соли в атмосфере быстро снижается по мере удаления от моря [5, 6] и в большинстве случаев оно незначительно уже на расстоянии нескольких миль от берега.

Природа эрозии алюминиевых поверхностей. Алюминиевые сплавы корродируют под влиянием погодных условий, при этом на поверхности появляется незначительная шероховатость вследствие неглубоких питтинговых поражений; общего утонения металла не происходит. Поэтому для оценки степени поражения максимальная глубина питтингового поражения при данной продолжительности коррозии имеет больший смысл,

чем потеря массы. Тем не менее потеря массы является мерой появившейся шероховатости поверхности.

Скорость атмосферной коррозии. Типичные кривые скорости коррозии алюминия в атмосферных условиях показаны на рис. 7.1. Кривые сходны по форме вне зависимости от того, каким образом оценивали степень коррозии: по потере массы, глубине питтингов или потере прочности. Подъем начального участка кривой и время, необходимое для выхода кривой на горизонталь, зависят от коррозионной активности атмосферы. Обычно этот период составляет от 6 мес до 2 лет, после чего скорость коррозии меняется почти по линейному закону с очень малым углом наклона кривой. В сельской местности скорость потери массы составляет менее 0,03 мкм/год. В большинстве промышленных районов величина этой характеристики находится в интервале от 0,8 до 2,8 мкм/год [7]. В некоторых особенно загрязненных промышленных атмосферах бывает более высокая скорость (до 13 мкм/год) — по оценке глубины питтингов. Другие данные об атмосферной коррозии алюминия опубликованы в работах [8, 9].

Типичными литейными сплавами системы Al—Mg являются сплавы марок 514.0 и 520.0-T4. У обоих сплавов происходит незначительная потеря массы при испытаниях во всех атмосферах, однако сплав 520.0-T4 подвержен коррозионному растрескиванию в условиях морской атмосферы, особенно после старения. Потеря массы небольших литых образцов (размерами 76×102×8 мм) из сплава 514 после 20-летней выдержки в атмосфере промышленного района на станции в Кингстоне (Онтарио) и в прибрежном районе (на расстоянии 240 м от берега) на станции Кьюр Бич (штат Северная Каролина) составила всего 0,1 г.

Литейные сплавы системы Al—Si (B443.0, 356.0-T6 и 413.0) обладают высоким сопротивлением атмосферной коррозии. После 20-летних испытаний на станциях Кингстон (Онтарио) и Кьюр Бич (штат Северная Каролина) потеря массы небольших образцов (размерами 76×102×8 мм) равна всего лишь 0,2 г. Большой окрашенный литой паровой свисток,



Рис. 7.1. Влияние атмосферных условий на коррозионную стойкость листов из алюминиевых сплавов (усредненные данные для сплавов 1100 и 3003) при выдержке на станциях:

- 1 — Ла-Джолла; 2 — Пойнджуди, прибрежный морской район; 3 — Алтуна; 4 — Нью-Кенсингтон, промышленная атмосфера; 5 — Питтсбург; 6 — Нью-Йорк; 7 — Сэнди-Хук; 8 — Ки-Уэст; 9 — Рочестер; 10 — Феникс; 11 — Стейн Колледж

Кривые 3–11 построены по результатам испытаний листов толщиной 0,9 мм; кривые 1, 2 получены на листах толщиной 1,6 мм и пересчитаны на эквивалентные потери для толщины 0,9 мм

установленный на минном тральщике, был исследован после 30 лет эксплуатации. После снятия покрытия было установлено, что поверхность отливки не имеет повреждений и деталь пригодна для дальнейшего использования на другом судне.

При использовании литейных сплавов системы Al—Cu (295.0 и 333.0-F) в условиях прибрежных и промышленных районов необходима защита поверхности. Образцы размерами 76×102×8 мм литейного сплава Al—10% Cu—2% Si имели потерю массы 0,8 г после 20 лет испытаний на станции Кингстон (Онтарио) и 13 г или 8% исходной массы при аналогичных испытаниях на станции Кьюр Бич (штат Новая Каролина). На нижней поверхности образца, испытанного на станции Кьюр Бич (установка образца под углом 30° к горизонтали), обнаружены крупные воронкообразные изъявления, максимальная глубина которых достигает 508 мкм. В работе Харпера [10] приведены данные о потерях массы 12 алюминиевых литейных сплавов после испытаний в течение 10 лет в атмосфере прибрежных районов Англии на расстоянии 90 м от берега океана. Литейные сплавы системы Al—Si—Cu (355.0-T6 и 380.0-F) нуждаются в защите от коррозии, что обусловлено присутствием в их составе меди.

Некоторые литейные сплавы Al—Zn—Mg подвержены коррозионному растрескиванию в атмосферных условиях. В одном из случаев значительное количество литых зажимов из сплава A712-0 (Al—7,5% Zn—0,5% Mg) разрушилось в эксплуатации в результате коррозионного растрескивания. Исследование показало, что сплав Al—6,5% Zn—0,7% Mg—0,4% Cu, эквивалентный по прочности сплаву A712.0, обладает более высоким сопротивлением коррозии под напряжением. Уменьшение содержания цинка с 6,5 до 6,0% привело лишь к незначительному снижению механических свойств и втрое увеличило длительность жизни образцов при испытаниях в лабораторных условиях.

7.1.2. Влияние типа атмосферы

Атмосфера сельской местности. В этих условиях коррозия алюминия листа мало заметна. С течением времени поверхность приобретает серый цвет.

Атмосфера морского воздуха. В атмосфере морского воздуха первоначально блестящая алюминиевая поверхность тускнеет, становится серой и приобретает не свойственный ей вид. Сплавы систем Al—Mn, Al—Mg и Al—Mg—Si промышленной чистоты обладают высокой коррозионной стойкостью в морской атмосфере и широко применяются в надводных частях корабельных конструкций. Сплавы Al—Cu и Al—Zn—Mg хуже в этом отношении, и их необходимо защищать либо лакировкой, либо лакокрасочными покрытиями.

Промышленная атмосфера. В атмосфере промышленных районов поверхность алюминия быстро темнеет и может стать черной, как сажа, всего лишь за один год. Вертикальные поверхности меняют цвет гораздо медленнее, чем горизонтальные. Поверхности, защищенные от дождя

(например, под навесами), темнеют быстрее. После очень длительных испытаний (от 25 до 50 лет) заметны сильное ухудшение качества поверхности и потеря прочности тонкого листа (толщина 0,8 мм). На кровельном покрытии из листового алюминия промышленной чистоты на крыше здания в центре Монреаля после 52 лет эксплуатации обнаружены питтинговые поражения глубиной всего 152 мкм. В более тяжелых условиях, например в тоннелях и на железнодорожных станциях, где имеет место скопление пара от локомотивов, коррозия может происходить быстрее.

7.1.3. Пресные воды

Алюминиевые сплавы имеют высокую коррозионную стойкость в большинстве пресных водных сред. Если коррозия происходит, то она проявляется в виде питтингов, причем скорость коррозии снижается во времени.

Влияние состава воды. Мягкая вода в наименьшей степени вызывает местную коррозию на алюминии, причем глубина поражений также самая малая в отличие от воздействия такой среды на чугун, оцинкованное железо и медь. Мягкие воды, особенно кислые, имеют склонность к растворению меди, что вызывает местную коррозию алюминия. Дистиллированную и деионизированную воду и конденсированный пар транспортируют в алюминиевых емкостях [11].

Основными компонентами в природных водах, вызывающими местную коррозию алюминия, являются медь, бикарбонаты, хлориды, сульфаты и кислород. В более жестких водах (с большим содержанием бикарбоната) местная коррозия проявляется сильнее. Результаты исследований влияния состава воды на образование питтингов опубликованы в работах [12—15]. Патак и Годард [16] установили зависимость, позволяющую прогнозировать склонность к питтинговой коррозии в воде в зависимости от ее состава, но ее можно рассматривать лишь как первое приближение.

Статистическая оценка глубины питтинговой коррозии. С практической точки зрения при оценке питтинговых поражений алюминия в пресных водах наибольшее значение имеет глубина коррозии. В работе [17] показано, что глубину питтинговой коррозии можно оценить статистически. Поверхность питтинга (чем он крупнее, тем лучше) делят на 10—20 равных участков для исследования и на каждом участке определяют наибольшую глубину поражения. По полученным результатам строят график, соединяя точки прямой линией, что позволяет путем экстраполяции прогнозировать истинную максимальную глубину питтинга в любом интересующем участке поверхности.

Описанный выше метод имеет определенные преимущества при оценке случайных данных. Самое глубокое изъязвление на данном образце может быть аномальным случаем (например, оно может возникнуть вблизи заката частицы меди) и не быть типичным для основной массы питтингов. Результаты оценки такого питтинга описанным методом будут располагаться гораздо выше прямой линии, что дает основание считать его случайной величиной. Наиболее глубокое обнаруженное питтинговое поражение

может, вероятно, оказаться более мелким, чем типичное для остальной совокупности питтингов.

Кривые скорости питтинговой коррозии. Годард [18] установил, что питтинговая коррозия алюминия в пресных водах (было исследовано несколько сотен образцов воды) подчиняется закону кубического корня, а именно:

$$d_1 = Kt_1^{1/3}, \quad (1)$$

где d_1 — максимальная глубина питтинга за время t_1 . Время до сквозного поражения можно рассчитать по известной толщине стенки d_2 . Таким образом,

$$t_2 = t_1 (d_2/d_1)^3. \quad (2)$$

Из приведенной зависимости следует, что увеличение толщины стенки в два раза приводит к увеличению срока сквозной коррозии в восемь раз.

7. 1. 4. Морская вода

Конструкции из алюминиевых сплавов часто используют в морской воде. Морские бакены, спасательные шлюпки, моторные лодки, кабины крейсеров, сторожевые корабли, баржи и крупные суда строят из алюминиевых сплавов с 1930 г. В настоящее время длина корпусов кораблей из алюминиевых сплавов достигает 61 м.

Для предотвращения обрастания морскими водорослями и мхом корпус окрашивают; надводную часть также окрашивают по эстетическим соображениям. Для окрашенных надводных алюминиевых конструкций океанского корабля при их ремонте объем повторных работ по окраске вдвое меньше, чем на стальных конструкциях такого же судна. Из-за такого значительного контраста с окрашенными надводными алюминиевыми конструкциями приходится более часто перекрашивать стальные узлы судна.

Опыт применения алюминия в строительстве морских судов. Исторический обзор применения алюминия в морском судостроении приведен в работе [19]. В 1960 г. Роджерс [20] суммировал опыт широкого использования алюминия в морском флоте Канады следующим образом:

“Не нужно особо подчеркивать, что использование алюминия в качестве нового материала для кораблестроения требует затрат как таковых. У алюминия свои особые проблемы конструирования, вопросы эксплуатации и ремонта. Его нельзя использовать во всех случаях в качестве заменителя стали или любого другого сплава, но если конструкторы, разработчики кораблей, расчетчики и строители судов и, конечно, поставщики материала будут относиться к этому так, как этого требует новый подход, то они будут иметь прекрасный металл для применения его в морской воде и морской атмосфере”.

В работе, опубликованной в 1964 г., описано большое число цельноалюминиевых судов, построенных в США, от 17-м буксира (построен в 1958 г.

и до сих пор находится в эксплуатации) до 59-м наливной баржи (построена в 1963 г.) и 50-м канонерки нового класса. В недавно опубликованных работах [22, 23] описаны алюминиевый морской трейлер длиной 91 м и алюминиевая баржа длиной 30 м, которая эксплуатируется уже 17 лет.

Кривые скорости питтинговой коррозии. Если в морской воде имеет место питтинговая коррозия, то она подчиняется тому же закону кубического корня, который справедлив для пресной воды. Райт, Годард и Дженкс [24] опубликовали кривую коррозии листа из сплава 6061-T6 при выдержке в морской воде в течение 14 мес. Закон кубического корня был подтвержден позднее при испытаниях листа из этого же сплава в течение 5 лет. Саусвелл, Хаммер и Александер [25] приводят данные о питтинговой коррозии листов из сплава 1100 и 6061-T6, испытывавшихся в течение 16 лет в водах Панамского канала. Для каждого сплава максимальная глубина питтинговых поражений подчиняется закону кубического корня. Исключения составляют питтинги на плакированном сплаве, где максимальная глубина поражения не превышает толщины плакировки до тех пор, пока не удалены большие ее участки.

Краткий обзор опубликованных работ по коррозионной стойкости в морской воде. В 1944 г. Мирс и Браун [26] опубликовали результаты испытаний алюминиевых сплавов в морской воде, включая данные о восьмилетних испытаниях модельного алюминиевого судна "Алюмет" массой 1724 кг. В 1949 г. Уолтон и Энглекхарт [27] обобщили результаты испытаний в морской воде фирмы "Alcoa". В 1952 г. Уандерер и Спраулс [28] сообщили о состоянии незащищенного алюминиевого подводного кабеля длиной 37 км, погруженного в воды Мексиканского залива.

В 1956 г. Саммерсон с сотрудниками [29] опубликовали результаты статистической обработки питтинговых поражений четырех алюминиевых сплавов, испытывавшихся в морской воде в течение двух лет. В 1961 г. Саттон [30] описал результаты семилетних испытаний в морской воде четырех промышленных и восьми опытных сплавов системы Al-Mg. В период с 1952 по 1963 г. Гилдхоулис [31] опубликовал (во Франции) несколько статей по вопросам коррозии алюминия в морской воде. В 1964 г. в работе Эйлора и Рейнхарта [32] приведены результаты трехлетних испытаний в морской воде нескольких алюминиевых сплавов. В 1965 г. Годард и Бус [33] опубликовали данные об испытаниях продолжительностью до 10 лет алюминиевых плит и прессованных полуфабрикатов в морских водах Англии и Канады. В 1974 г. в работе Эйлора [34] приведены результаты десятилетних испытаний восьми алюминиевых сплавов.

Образцы размерами 102×107×8 мм из литейных сплавов Al-4% Mg и Al-7% Mg имели потерю массы всего 0,2 г после десятилетней выдержки в морской воде. Потеря массы таких же образцов из литейного алюминиевого сплава с 5-12% Si составила около 5 г после 20 лет выдержки в морской воде, в то время как для чистого литого алюминия она была 0,3 г, а для сплава Al-4% Mg 0,2 г. Сплав 413.0 подвержен сильной питтинговой коррозии в морской воде. Образцы толщиной 6 мм поте-

ряли 10 % своей первоначальной массы и имели сквозные поражения только после двух лет испытаний. Литейный сплав 710.0 системы Al—Zn подвержен значительной коррозии в растворе, содержащем смесь соли и перекиси водорода (и, вероятно, также в морской воде). Например, диаметр образцов уменьшился с 13 до 6 мм при испытаниях в течение 40—60 дней.

Деформируемые Al—Mg сплавы имеют более высокую коррозионную стойкость в морской воде. Даже после 10 лет испытаний редко встречаются поражения глубиной более 1270 мкм. Сплавы системы Al—Mg—Si менее коррозионностойки, хотя детали из них могут эксплуатироваться в морской воде без защиты. Эти сплавы подвержены питтинговой коррозии, в них также может происходить и межкристаллитная коррозия.

Сплавы системы Al—Cu и высокопрочные сплавы системы Al—Zn—Mg—Cu коррозионно нестойки в морской воде и не могут быть использованы без защиты или плакировки.

7.1.5. Почвенная коррозия

Опубликованная информация по почвенной коррозии алюминиевых сплавов ограничена. Однако имеющиеся данные позволяют сделать вывод, что алюминиевые сплавы, за исключением сплавов Al—Cu (и, вероятно, также Al—Zn—Mg—Cu), обладают достаточным сопротивлением почвенной коррозии. Общее утонение металла не происходит, если почва не загрязнена углем или коррозионноактивными химикалиями, включая агрессивные растворы продуктов переработки нефти. Если же коррозия происходит, то она проявляется в виде питтинговых поражений, причем скорость коррозии уменьшается во времени. Для того чтобы утверждать, что скорость почвенной коррозии в форме питтингов подчиняется закону кубического корня, который действует при коррозии в пресной и морской воде, нет достаточно большого экспериментального материала, хотя такое утверждение кажется логичным.

Опыт эксплуатации. В 1951 г. был обследован трубопровод длиной 2,9 км из сплава 6061-T6, находившийся в песчаной почве вблизи Листерхилла (штат Аляска) в течение 30 лет. Никаких коррозионных поражений ни на незащищенных участках, ни на участках с катодной защитой обнаружено не было [35]. В 1957 г. трубопровод длиной 29 км из сплава 3003 без защиты был уложен на нефтяном месторождении в Пембине близ Эдмонтона (провинция Альберта в Канаде); минимальная толщина стенки трубопровода была равна 4,78 мм [36]. Позднее протяженность системы была увеличена до 48 км. При обследовании трубопровода в 1981 г., после 24 лет эксплуатации, никаких течей не обнаружено.

В 1961 г. Уайтинг и Райт [37] опубликовали данные о сквозной коррозии и последующей катодной защите трубопровода длиной 10 км из сплава 3003; трубопровод расположен вблизи Кантора (провинция Саскачеван в Канаде). Эти же авторы обобщили опыт эксплуатации алюминиевых трубопроводов в Канаде [38]. Результаты испытаний образцов из трубопроводов, проложенных в земле в различных районах Канады и

находившихся в почве от 5 до 11 лет, представлены в работе [39]. Четыре трубопровода были изготовлены из сплава 6063, пятый — из сплава 3003. Максимальная глубина питтинговых поражений (2032 мкм) была обнаружена на сплаве 3003 после 10 лет пребывания трубопровода в почве. В работах Дальримпла [40, 41] описан опыт коррозионного поведения алюминиевых сплавов в почвах в Америке.

В период с 1959 по 1963 г. в США было установлено около 20000 водопропускных плакированных труб из сплава 3004 [42]. При обследовании 500 из них, проработавших от одного года до трех лет, были обнаружены лишь незначительные питтинговые поражения, глубина которых ограничена плакирующим слоем. Впоследствии несколькими авторитетными комиссиями были проведены обследования установленных труб, их состояние было признано удовлетворительным, и в настоящее время в большинстве штатов срок службы для плакированных водопропускных и дренажных труб установлен равным 50 годам. Недавно Федеральное Управление автострад опубликовало результаты этих обследований [43].

Результаты испытаний в различных почвах. В 1965 г. Годард [44] опубликовал обзор имеющихся данных по проблеме почвенной коррозии алюминия. После испытаний в течение пяти лет, при которых образцы помещали в 26 различных видов почв (6 — в Америке, 12 — в Канаде и 8 — в Англии), коррозия на сплавах, которые предназначались специально для подземных сооружений (сплавы Al—Mn, Al—Mg, Al—Mg—Si), была обнаружена только в трех случаях. В одном случае местом испытания было соляное болото, образовавшееся из участка моря, в другом случае угольная насыпь, а в третьем — кислотные горные породы под Нью-Орлеаном, в отношении которых было установлено, что они являются наиболее агрессивными для стали из 47 образцов почв, исследованных Национальным Бюро Стандартов (NBS).

Особую проблему для почвы, морской воды и бетона представляют блуждающие токи, которые могут возникать на некоторых участках подземных металлических конструкций и уходить в землю на других участках. При электрическом контакте алюминия, находящегося в почве, с другими металлами существует опасность гальванической коррозии, которая уменьшается при увеличении электросопротивления почвы. Контакт с медными подземными кабелями приводит к значительной почвенной коррозии алюминия.

7.1.6. Коррозионная стойкость в контакте с пищевыми продуктами

Алюминий стоек к воздействию большинства пищевых продуктов, поэтому из него изготавливают значительную часть кухонной посуды. Такие продукты, как зерно и картофель, оставляют темные пятна на поверхности алюминиевой посуды, но их можно удалить с помощью абразива. Ревень, содержащий шавелевую кислоту, осветляет алюминиевую посуду и растворяет анодную пленку (при ее наличии). Обширная информация о коррозионной стойкости алюминия под воздействием пищевых про-

дуктов приведена Брианом [45]. Алюминиевой Ассоциацией недавно опубликовано руководство по использованию алюминия в пищевой и химической промышленности [46]. Для многих продуктов используются алюминиевые контейнеры, обычно с защитным покрытием для предупреждения питтинговой коррозии. В больших количествах производится алюминиевая фольга с покрытием для упаковки продуктов в домашних условиях, а также листовой алюминий с покрытием для изготовления консервных банок.

7. 1. 7. Коррозионное воздействие химических веществ

Алюминий вполне устойчив во многих химических веществах, но в некоторых он равномерно и быстро растворяется. В некоторых веществах, например в метаноле или феноле, небольшие количества воды (0,1 %) предотвращают коррозию, особенно при высоких температурах. В других случаях, наоборот, следы воды способствуют коррозии, например в жидком SO_2 . По вопросам использования алюминия в химической промышленности опубликовано много исследований [47—50]. Этой проблеме посвящен также специальный раздел трехтомного издания "Алюминий" (т. 2), выпущенного Американским Обществом металлов (ASM) в 1967 г. Кроме того, имеется опыт фирм—производителей алюминия. Данные, приводимые в справочных изданиях, представляют большую ценность, поскольку они получены на основе реального опыта, однако часто отсутствуют многие существенные детали. Важными факторами, влияющими на коррозионное поведение алюминия, могут быть как наличие разнородных металлов в конструкции, так и непосредственный контакт алюминия с другими металлами, а также загрязнение рабочих растворов примесями при контакте с другими металлами. Например, ледяная уксусная кислота не реагирует с алюминием, но если в растворе присутствуют следы ртути, то это может вызвать коррозию. Температура и подвижность раствора (перемешивание) могут также оказывать влияние.

Чтобы решить вопрос о возможности применения алюминия в среде какого-либо нового химического вещества, необходимо провести предварительные коррозионные испытания в этом веществе. Методы и результаты коррозионных испытаний металлов в контакте с химическими веществами описаны в работах Ля Кю [51], Чемпиона [52] и Эйлора [53]. Перечень химических веществ, испытанных в контакте с алюминием, и условия, в которых алюминий может применяться в контакте с этими веществами, приведены в работе [46].

7. 1. 8. Коррозионная стойкость в галогензамещенных углеводородах

Алюминиевые сплавы в большинстве случаев не подвергаются коррозии в галогензамещенных углеводородах и других органических веществах, содержащих галогены, при комнатной и более низкой температуре. Некоторые углеводороды вызывают ускоренную коррозию алюминия или

вступают с ним в бурную реакцию. При использовании алюминиевых сплавов в контакте с любым галогензамещенным углеводородом должны быть оговорены правила техники безопасности.

В присутствии воды галогензамещенные углеводороды могут разлагаться путем гидролиза или других процессов, образуя минеральные кислоты, например соляную кислоту. Эти кислоты вызывают коррозию алюминиевых сплавов, разрушая естественную защитную оксидную пленку на поверхности, которая играет решающую роль в коррозионной стойкости алюминия. В свою очередь коррозия алюминиевых сплавов под влиянием кислот может способствовать реакциям в самих углеводородах, поскольку галогенные соединения алюминия, образующиеся в процессе коррозии, играют роль катализаторов для таких реакций, как, например, образование $AlCl_3$ (реакция Фриделя-Крафтса). В некоторых случаях может происходить образование алкилов алюминия. Так как реакции разложения углеводородов и коррозия алюминия в этих условиях идут с сильным разогревом, начавшись, они могут становиться автокаталитическими.

Активность взаимодействия алюминиевых сплавов с галогензамещенными углеводородами обычно уменьшается в порядке повышения химической стабильности этих соединений, что может быть точно установлено с помощью термодинамики или качественно по структурной формуле углеводородов и галогенов, входящих в их состав. Так, алюминий отличается наибольшей коррозионной стойкостью в галогензамещенных углеводородах с фтором, затем в порядке уменьшения коррозионной стойкости следуют хлор, бром и йод. Алюминий обладает коррозионной стойкостью в высокополимеризованных галогензамещенных углеводородах, что согласуется с их высокой степенью стабильности.

Поведение алюминиевых сплавов в смеси галогензамещенных углеводородов или смесях этих веществ с другими органическими соединениями нельзя предсказать, исходя из коррозионной стойкости в контакте с каждым отдельным компонентом. Например, смесь метилового спирта с тетрахлоридом углерода вызывает интенсивную коррозию алюминиевых сплавов даже при комнатной температуре, хотя в контакте с каждым из этих веществ коррозии не происходит.

Коррозионная стойкость алюминиевых сплавов в среде галогензамещенных углеводородов снижается по мере повышения температуры. Скорость коррозии во многих из этих соединений остается на низком уровне вплоть до точки кипения; в некоторых случаях взаимодействия вообще не происходит. Другими факторами, влияющими на коррозионную стойкость алюминия, являются присутствие ингибитора и степень чистоты галогензамещенного углеводорода; амины или различные гетероциклические соединения успешно используются в ряде случаев как ингибиторы.

Алюминий в мелкодисперсной форме (например, в виде порошка) не должен находиться в контакте с галогензамещенными углеводородами. Вероятность возникновения реакции, которая может привести к взрыву, возрастает, когда алюминий с большой площадью поверхности контакти-

рует с малым объемом галогензамещенного углеводорода; опасность взрыва увеличивается, если контакт происходит под давлением. В работе [46] описано использование алюминия в контакте с фторорганическими соединениями (например, фреоном), ингибированными галогензамещенными углеводородами, применяемыми в качестве растворов для обезжиривания. Алюминиевые трубки используют в холодильниках, охлаждаемых фреоном. Обезжиривающие ванны с трихлорэтиленом применяются для деформируемых алюминиевых полуфабрикатов. Успешная эксплуатация таких ванн возможна при условии использования стабилизированного раствора, очистки от накопленных алюминия и смены раствора при обнаружении в нем кислоты.

7. 1. 9. Поведение алюминия в строительных конструкциях

Алюминий в большом объеме используется в строительстве торговых и гражданских зданий в виде облицовочных панелей, дверей, оконных рам, электрических кабелей; в индивидуальном жилищном строительстве - в виде окон, перегородок, перил, водосточных труб и желобов, тентов и навесов. Поведение алюминия, заделанного в строительные материалы или находящегося в контакте с ними, например с бетоном, штукатуркой, строительным раствором и деревом, имеет большое значение.

В противоположность распространенному мнению алюминиевые сплавы не подвержены сильной коррозии в течение длительного времени при контакте с бетоном, стандартным строительным раствором для укладки кирпичей, известковым раствором, штукатуркой [55 - 59]. При схватывании этих материалов с алюминием происходит легкое травление поверхностного слоя и, если конструкция не подвержена частому периодическому намоканию и высыханию, существенные коррозионные поражения отсутствуют. Алюминий может корродировать при заделке в бетон, содержащий хлориды, и в контакте с другим металлом, например со стальной арматурой в бетоне.

Если алюминий находится в контакте с материалами, поглощающими влагу (бумага, асбест, древесностружечные плиты), то при их намокании он может корродировать. Комбинированные изолирующие алюминиевые панели изготавливают со специальной прокладкой с внутренней стороны, чтобы предотвратить попадание влаги в изоляционный слой. Некоторые изоляционные материалы, например оксид магния, являются щелочными и очень агрессивными по отношению к алюминию. Магнезитовый цемент, иногда используемый при настилке полов в вагонах метро и пассажирских поездов, а также судовых палуб, очень коррозионноактивен по отношению к алюминию и не должен использоваться в контакте с ним независимо от того, какие меры предосторожности предусмотрены.

Поскольку некоторые породы дерева в контакте с алюминием вызывают значительную коррозию на его поверхности [60], опасность коррозионных поражений возрастает, если содержание влаги в древесине превышает 18 - 20 %, что наблюдается в том случае, когда относительная влажность атмосферы более 85 % [61]. Если древесина может намокать в про-

цессе эксплуатации конструкции, то алюминий, контактирующий с ней, должен быть защищен водонепроницаемой оболочкой или битумным покрытием.

Фармер [62] обращает внимание на возможность возникновения коррозии металла в контакте с древесиной под влиянием солей, поглощенных деревом из морской воды. Британской лабораторией по исследованию древесных материалов разработаны общие рекомендации [63] по предупреждению коррозии металлов, включая алюминий, в контакте с деревом.

Относительно коррозионного поведения алюминия в контакте с древесиной, пропитанной специальным консервирующим составом (или при заделке в нее), имеются очень ограниченные публикации. Деготь, обычно используемый в качестве консерванта, оказывает ингибирующее действие на коррозию алюминия. Некоторые хроматсодержащие консерванты инертны по отношению к алюминию, например пентахлорфенол. Как правило, консерванты, в состав которых входит медь, отрицательно влияют на коррозионное поведение алюминия. Консерванты, содержащие ртуть, вообще не следует использовать в конструкциях, в которые входит алюминий.

7. 2. ТИПЫ КОРРОЗИИ

7. 2. 1. Общая коррозия

Если поверхностная оксидная пленка растворима в коррозионной среде, как это происходит в растворах фосфорной кислоты или щелочи, то идет равномерное растворение алюминия с постоянной скоростью. Если оно сопровождается выделением тепла (например, при растворении в щелочи), то температура раствора и скорость коррозии возрастают. В зависимости от конкретных ионов, присутствующих в растворе, и их концентрации, а также от температуры общая коррозия может носить характер легкого травления с образованием матовой поверхности или быстрого растворения металла. Общую коррозию можно оценить по потере массы или толщины образца.

7. 2. 2. Местная (локальная) коррозия

Если алюминий находится в среде, в которой оксидная пленка нерастворима, то коррозия проявляется в виде мелких локализованных точечных поражений (более подробно это рассмотрено в следующем разделе). Местная коррозия имеет электрохимический механизм и обусловлена разницей коррозионных потенциалов в локальном элементе, образующемся на поверхности или в глубине металла из-за его неоднородности. Обычно эта разница в поверхностном слое связана с присутствием катодных микросоставляющих, которыми могут быть нерастворимые частицы интерметаллидов или отдельные элементы; чаще всего таковыми являются CuAl_2 , FeAl_3 и кремний. Однако коррозия может быть вызвана и неоднородностью коррозионной среды, например различным содержанием кис-

лорода по объему¹. Гораздо реже коррозия возникает в связи с присутствием на поверхности ионов тяжелых металлов, например меди или железа. Другие причины образования локальных элементов рассмотрены в работе Мирса и Брауна [64]. Опасность образования локального элемента возрастает с увеличением электрической проводимости рабочей среды.

Другой электрохимической причиной местной коррозии является наличие блуждающих токов на поверхности алюминия. Единственный тип местной коррозии, который не имеет электрохимической природы, — это фреттинг-коррозия, разновидность сухого окисления. Почти во всех случаях местной коррозии происходит взаимодействие с водой по реакции



Продуктом коррозии, как правило, является гидраргиллит или тригидрат оксида алюминия (бейрит). Местная коррозия обычно не происходит в очень чистой воде при температуре окружающей среды или в отсутствие кислорода, однако в более токопроводящих растворах она может происходить из-за наличия таких ионов, как хлориды или сульфаты. Исследование продуктов коррозии позволяет определить, какие именно ионы явились причиной поражения [65, 66]. Местную коррозию часто можно контролировать или предотвратить, что описано в следующем разделе.

7.2.3. Питтинговая (точечная) коррозия

Питтинги представляют собой разъедание металла на отдельных участках поверхностного слоя, в результате чего в этих местах образуются углубления. Для возникновения питтинга необходимо наличие электролита. Им могут быть и большой объем жидкости, и влажное твердое вещество, и пленка конденсата, и капельки воды, оставшиеся на поверхности. Для возникновения питтинга необходимо также присутствие кислорода.

Форма питтингов может быть самой различной — от мелких впадинок в форме блюдца до цилиндрических ямок, однако полость питтинга обычно имеет более или менее округлую форму, чаще всего форму полусферы. Этим питтинг отличается от межкристаллитной коррозии, которая происходит как бы в узком тоннеле вдоль границ зерен и обнаруживается только при металлографическом исследовании поперечного сечения. Межкристаллитная коррозия может происходить наряду с питтинговой, при этом трещина развивается в глубь металла и в сторону от питтинга. Первопричиной питтингового поражения служит разность потенциалов на поверхности.

Рост питтинга на ранних стадиях представляет собой автокаталитический процесс [67, 68]. Возникновение питтинга связано с нарушением сплошности поверхностной оксидной пленки на участке, соседнем с ка-

¹ Образованием пары дифференциальной аэрации (Прим. ред.).

годной частицей. Если в коррозионном растворе присутствует ион меди, то он осаждается на катодной частице и таким образом способствует увеличению разности потенциалов. По мере роста полости питтинга (анода) коррозионная среда в ней становится кислотной ($\text{pH} = 3 \div 4$), а участки, среды, окружающие катодную частицу, — слегка щелочными. Такая локальная неоднородность среды увеличивает движущую силу процесса — разность потенциалов в локальной ячейке, а также ток в питтинге. Как только достигается устойчивое состояние, ток в питтинге становится постоянным и контролируется поверхностным катодом, т.е. участками поверхности, находящимися под влиянием электрической проводимости электролита. Соседние питтинги становятся конкурирующими по отношению к катодным участкам. Как правило, чем больше число питтингов, тем меньше глубина самого глубокого питтинга. В глубоких питтингах, которые прикрыты, как шапкой, продуктами коррозии, роль поверхностных катодных участков меньше, но более важна, по-видимому, величина pH в растворе в полости питтинга.

Состав электролита оказывает сильное влияние на процесс возникновения и скорости роста питтингов на алюминии. Влияние многих анионов и катионов сложно и неполностью понятно. Эти вопросы освещены в работе [69].

Во всех случаях темп увеличения глубины питтинга значительно снижается во времени. Это обсуждалось ранее в данной главе, когда рассматривалось влияние различных сред на коррозионное поведение алюминия. Различные стадии питтинговой коррозии описаны в работе Годарда [70].

Алюминий очень высокой степени чистоты, полученный методом двойного переплава (марка 1099), отличается высоким сопротивлением питтинговой коррозии, причем оно гораздо выше, чем у любого из промышленных алюминиевых сплавов. У сплава 3003, изготовленного также на основе высокочистого алюминия для экспериментальной кухонной посуды, также обнаружено очень высокое сопротивление питтинговой коррозии. Из промышленных сплавов наименьшая вероятность возникновения питтингов и глубина поражения ими у сплавов серии 5XXX. С ними могут сравниться сплавы системы Al—Mn (серия 3XXX) с низким содержанием меди ($\leq 0,04\%$), однако при $0,15\%$ Cu питтинговая коррозия становится более интенсивной, особенно в морской воде. У алюминия промышленной чистоты (серия 1XXX) склонность к питтинговой коррозии уменьшается с повышением чистоты материала и снижением содержания железа и меди в сплаве. В сплавах системы Al—Mg—Si (серия 6XXX) питтинговая коррозия сочетается с межкристаллитной. Например, на поверхности прессованных полуфабрикатов из сплава 6351 в тяжелых условиях загрязненной промышленной атмосферы и в морской воде появляются мелкие пузыри. Листы сплавов систем Al—Cu (серия 2XXX) и Al—Zn—Mg—Cu (серия 7XXX) обычно плакируют для защиты от питтинговой коррозии.

7.2.4. Щелевая коррозия

Если в щели, образовавшейся между двумя плотно прилегающими алюминиевыми поверхностями или между поверхностью алюминия и неметаллическим материалом, например уплотнителем, присутствует электролит, то может происходить коррозия в виде питтингов или растрова. Кислород, содержащийся в электролите, находящемся в щели, расходуется на образование оксидной пленки на поверхности алюминия, и коррозия прекращается, поскольку восполнение кислорода путем диффузии в щели происходит медленно. На входе в полость щели независимо от того, погружена ли она в раствор или открыта доступу воздуха, количество кислорода больше. Это создает локальную ячейку: вода с кислородом — вода без кислорода, и коррозионные потенциалы таковы, что локализованная коррозия происходит в зоне, обедненной кислородом (анодной), непосредственно соседствующей с зоной, обогащенной кислородом (катодной) вблизи входа в полость щели. Такая ячейка иногда называется концентрационной или ячейкой дифференциальной аэрации. По мере развития щелевой коррозии анодный участок становится кислотным, а катодный щелочным. Такие изменения в дальнейшем усиливают действие локальной ячейки.

Важным фактором в щелевой коррозии является величина раскрытия щели, поскольку это определяет возможность диффузии кислорода в щель, а также влияет на удельное электросопротивление раствора в щели. Щелевая коррозия алюминия в пресной воде незначительна.

Щелевая коррозия при погружении в электролит. Розенфельд [71] показал, что в случае погруженной в электролит щели важную роль играет отношение площади активно корродирующей поверхности щели к эффективной площади внешнего катода. Скорость щелевой коррозии алюминия возрастает по мере сужения полости щели и увеличения площади катода.

Розенфельд исследовал также влияние состава сплава на скорость щелевой коррозии; результаты этой работы представлены на рис. 7.2. Сплавы

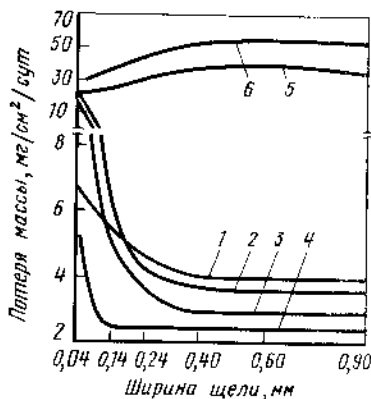


Рис. 7.2. Зависимость щелевой коррозии алюминиевых сплавов в 0,5-н. растворе NaCl от ширины щели (продолжительность испытаний 54 суток, без контакта с внешней средой) [71]: 1 — алюминий; 2 — плакированный дуралюминий (Д16); 3 — сплав Al — Mg (АМц); 4 — сплав Al — Mg; 5 — неплакированный дуралюминий (Д16); 6 — неплакированный сплав Al — Zn — Mg — Cu

систем Al—Cu и Al—Zn—Mg—Cu корродируют во много раз быстрее, чем сплавы 1100, 3XXX и 5XXX. Большое значение имеет ширина щели, поскольку скорость коррозии мала при величине раскрытия щели более 254 мкм.

Щелевая коррозия в атмосфере. При проектировании алюминиевых конструкций, предназначенных для эксплуатации в условиях морской атмосферы в течение пяти лет, никакие специальные меры против щелевой коррозии не предусматриваются, кроме случаев, когда толщина поперечного сечения менее 1016 мкм [72]. Для увеличения срока службы контактирующие поверхности должны быть покрыты системой лакокрасочных покрытий с ингибитором, а там, где это возможно, щели необходимо заполнять эластичными герметиками во избежание попадания влаги. В случае больших сечений нет необходимости в таких мерах предосторожности.

Щелевая коррозия в различных водных средах. В большинстве пресных вод щелевая коррозия алюминия незначительна. В морской воде она проявляется в виде питтингов, при этом скорость коррозии мала. Установлено, что сопротивление щелевой коррозии в морской воде аналогично сопротивлению питтинговой коррозии, и оно выше для Al—Mg сплавов, чем для сплавов системы Al—Mg—Si [73].

Потускнение поверхности при попадании влаги (водяные пятна). Щелевая коррозия алюминия наиболее часто встречается тогда, когда вода присутствует в ограниченном пространстве между слоями алюминия, находящимися в тесном контакте, например в стопах листов или круглых листовых заготовок или в бухтах проволоки или фольги. Это возможно при хранении или перевозке из-за недостаточной защиты от дождя, а также при конденсации воды в этих же случаях, когда температура поверхности металла ниже точки росы. На контактирующих поверхностях образуются пятна неправильной формы с продуктами коррозии, при этом цвет пятен может быть от серого до коричневого или черного. При очень сильном поражении продукты коррозии настолько сильно сцепляют две поверхности, что их трудно разделить.

В некоторых случаях образующиеся при попадании влаги коррозионные пятна выглядят как окружности неправильной формы, похожие на линии контурной карты. Считается, что эти пятна представляют собой контуры скоплений воды на разных стадиях испарения. Пятна от воды портят блестящую поверхность и затрудняют использование листов в тех случаях, когда важен внешний вид поверхности, хотя коррозионные повреждения очень неглубоки и сквозная коррозия встречается редко даже на тонких листах. Водяных пятен можно избежать, если принять необходимые меры против попадания дождя и конденсации влаги. Температура металла должна поддерживаться выше точки росы, при этом необходимо либо снижать уровень относительной влажности, либо не допускать охлаждения металла.

Капиллярная коррозия. Это особый случай щелевой коррозии, которая может происходить на поверхности алюминия под органическим покрыти-

ем. Коррозия этого типа имеет вид беспорядочно расположенных нитевидных волокон; иногда такую разновидность коррозии называют червеобразной. Продукты коррозии образуют выпуклости на поверхности покрытия, очень похожие на кротовые кочки на лужайке. Червеобразные следы коррозии исходят из одной или нескольких точек, в которых повреждено покрытие. Поверхностная окисная пленка сама не участвует в процессе, однако на ней имеются участки с недостаточной адгезией, благодаря чему образуются щели, в которых происходит процесс коррозии при наличии влаги и при ограниченном доступе кислорода. Капиллярная коррозия наблюдается на алюминиевых поверхностях самолетов, которые покрыты пленкой лака и эксплуатируются в морской атмосфере или в средах с высокой относительной влажностью. Коррозию этого типа можно регулировать путем использования химических конверсионных покрытий, анодирования и применения перед окраской грунтовок, содержащих хроматные ингибиторы.

Количество алюминия, расходуемого при капиллярной коррозии, мало и имеет практическое значение только при тонких сечениях или в случаях, когда важен внешний вид поверхности. Гораздо большую опасность представляет разрушительная сила продуктов коррозии, сосредоточенных в ограниченном пространстве. Их объем в пять раз больше объема металла, израсходованного на их образование (вдвое больше объема ржавчины на стали), и они могут покоробить металл даже в толстых сечениях.

7. 2. 5. Гальванокоррозия

Ускоренная коррозия металла из-за электрического контакта с более благородным металлом или неметаллическим материалом (например, графитом) в токопроводящей среде (электролите) называется гальванокоррозией [74]. Наиболее часто гальванокоррозия алюминиевых сплавов в эксплуатации происходит при контакте алюминия со сталью или медью в условиях влажной солевой атмосферы. В этом случае процесс коррозии алюминия идет быстрее, чем в отсутствие контакта с разнородным металлом.

Для каждой среды можно построить гальванический ряд, в котором металлы расположены по величине их электродного потенциала, при этом в верхней части ряда находятся самые активные металлы, в нижней — наименее активные. Эти ряды обычно примерно сходны с хорошо известными рядами электродвижущих потенциалов. Гальванический ряд, в котором даны точно определенные и наиболее часто используемые значения электродных потенциалов (В) в солевом растворе, приведен ниже¹:

¹ Расчетные значения получены относительно каломельного насыщенного электрода; экспериментальные данные — по замерам относительно 0,1 н. каломельного электрода в водном растворе NaCl (53 г/л) + H₂O₂ (3 г/л) при 25°C (Metals Handbook, V. 2. 9-th ed. ASM).

Магний	- 1,65
Цинк	- 1,02
Алюминиевый сплав 7072	- 0,88
Алюминиевые сплавы серии 5XXX	От - 0,77 до - 0,79
Алюминиевый сплав 7075-T3	- 0,76
Алюминиевые сплавы 1XXX, 3XXX, 6XXX	От - 0,72 до - 0,75
Кадмий	- 0,74
Алюминиевый сплав 2024-T6	- 0,73
Низкоуглеродистая сталь, литой и деформируемый чугун	- 0,50
Свинец	- 0,47
Олово	- 0,41
Свинцово-оловянный припой (60 - 40)	- 0,37
Латунь (60 - 40)	- 0,20
Медь	- 0,12
Инконель	- 0,04
Коррозионностойкая сталь (типа 18-8, пассивиро- ванная)	- 0,01
Бронза (95-5)	+ 0,00
Никель	+ 0,01
Монель	+ 0,02

Электродные потенциалы наиболее широко используемых литейных алюминиевых сплавов см. табл. 7.1.

Скорость коррозии зависит от:

- 1) разности электродных потенциалов двух металлов;
- 2) электрического сопротивления между двумя металлами;
- 3) электрической проводимости электролита;
- 4) отношения площадей катода и анода;
- 5) поляризационных характеристик двух металлов.

Хотя данные гальванического ряда (см. выше) могут быть использованы для прогнозирования того, какой из двух металлов будет подвержен гальванокоррозии при их взаимном контакте, однако степень коррозионного повреждения предсказать нельзя из-за наличия поляризации. Например, разница потенциалов для алюминия и коррозионной стали больше, чем для алюминия и меди, однако гальваническое влияние коррозионно-стойкой стали на алюминий гораздо меньше из-за поляризации; в то же время у пары алюминий - медь поляризация слабее. Обычно два металла находятся в непосредственном физическом контакте, например в заклепочном соединении. Гальванокоррозия может происходить также в случае, когда металлы не находятся в непосредственном контакте, но оба присутствуют в общем электролите и соединены внешней электрической связью.

Гальванокоррозия алюминия обычно умеренна, за исключением сред с высокой проводимостью, где процесс коррозии идет значительно активнее, например морской воды, морского тумана или брызг при таянии снега на дорогах, посыпаемых солью. В природных грунтовых водах и несолёных атмосферах гальванокоррозия алюминия редко бывает значительной, хотя дождевой поток, омывавший медь и медные сплавы, при попадании на алюминий может вызвать заметную питтинговую коррозию.

Таблица 7.1. Электродные потенциалы алюминиевых литейных сплавов в солевом растворе

Марка сплава*	Прежнее обозначение сплава	Потенциал, В**	Марка сплава*	Прежнее обозначение сплава	Потенциал, В**
710.0	A712.0	-0,91	355.0-T6	355-T6	-0,71
520.0-T4	220-T4	-0,84	850.0-T4	750-T4	-0,70
514.0	214	-0,79	208.0-F	108-F	-0,69
518.0	218	-0,79	380.0-F	380-F	-0,67
413.0	13	-0,74	319.0-F	319-F	-0,67
B443.0	43	-0,74	333.0-F	333-F	-0,67
356.0-T6	356-T6	-0,73	295.0-T6	195-T6	-0,65
360.0	360	-0,73	296.0-T6	B295.0-T6	-0,64

* Маркировка Алюминиевой Ассоциации (AA).

** Расчетные значения получены относительно каломельного насыщенного электрода; экспериментальные данные — по замерам относительно 0,1 н. каломельного электрода в водном растворе NaCl (53 г/л) + H₂O₂ (3 г/л) при 25°C (Alcoa Laboratories).

В естественной атмосфере, включая и морскую, цинк является анодом по отношению к алюминию и, растворяясь сам, создает защиту для алюминия. Магний также оказывает защитное действие, хотя в тяжелых морских условиях он вызывает катодную коррозию алюминия из-за образования щелочной среды у его поверхности. Кадмий нейтрален по отношению к алюминию, поэтому контакт алюминия с ним неопасен. Другие конструкционные металлы катодны по отношению к алюминию и способствуют возникновению гальванокоррозии алюминия. Из всех металлов наиболее агрессивны медь и ее сплавы (латунь, бронза и монель-металл), к меди близка сталь (только в условиях морской атмосферы). В обычной атмосфере и природных грунтовых водах контакт коррозионнотстойкой стали с алюминием безопасен. Никель менее агрессивен, чем медь, и приближается к коррозионнотстойкой стали по своему воздействию на алюминий. В насыщенной морской атмосфере контакт с коррозионнотстойкой сталью вызывает коррозию алюминия. В морской воде влияние этого контакта зависит от отношения площадей катода и анода. Действие, аналогичное действию коррозионнотстойкой стали, оказывает хромовое покрытие. Алюминий может контактировать со свинцом во всех средах, кроме насыщенной морской атмосферы. Например, свинцовые прокладки можно использовать при упаковке алюминиевых листов во всех агрессивных средах, кроме самых агрессивных атмосфер.

В отдельных исключительных случаях алюминий может быть анодом по отношению к цинку, а в других — катодом по отношению к стали [75, 76]. Поведение алюминия в гальванической паре описано несколькими авторами [77—81]. Гальваническая коррозия различных алюминиевых сплавов очень сходна с аналогичной коррозией алюминия.

В конструкциях, особенно если возможно попадание соли, щели между двумя металлами должны быть заполнены высококачественным, эластичным, неохрупчивающимся материалом (герметиком). Более подробные сведения по предотвращению гальванокоррозии алюминия изложены в разделе данной главы, посвященном защите от коррозии этого вида.

Коррозия при осаждении. Эта разновидность гальванокоррозии имеет характер питтинговых поражений. Она возникает в том случае, когда частицы более катодного металла, находящиеся в коррозионном растворе, осаждаются на поверхности алюминия, образуя локальные гальванические ячейки. Ионы тяжелых металлов (медь, свинец, ртуть, никель и олово) агрессивны по отношению к алюминию. Коррозионная активность тяжелых металлов выше в кислотных растворах. В щелочных растворах их растворимость гораздо ниже, и поэтому влияние проявляется в гораздо меньшей степени [82].

Наиболее распространенной причиной возникновения коррозии этого типа в алюминии являются ионы меди. Типичный пример в этом случае — коррозия алюминиевых сточных желобов под действием дождевой воды, стекающей по медным крышным водосливам. В зависимости от условий вредными могут оказаться даже очень малые содержания меди ($0,05 \text{ млн.}^{-1}$). Например, присутствие меди представляет собой гораздо большую проблему в вентилируемых растворах галоидных соединений, чем в растворах, не содержащих этих веществ.

Наиболее агрессивны по отношению к алюминию ионы ртути, даже если она присутствует в виде следов. Однако если естественная оксидная пленка на поверхности алюминия нарушена (галогенные соединения в значительной степени способствуют этому), то алюминий растворяется в ртути, образуя амальгаму, и опасность коррозии становится катастрофической. Растворенный алюминий немедленно окисляется в присутствии влаги; дальнейшее растворение алюминия завершает этот агрессивный цикл. Процесс коррозии происходит с очень высокой скоростью — до 1270 мм/год . Безопасный уровень содержания ртути в растворе или окружающей среде установить сложно из-за неопределенности, связанной с процессом образования амальгамы. Однако концентрация ртути более $0,01 \text{ млн.}^{-1}$ в коррозионных растворах должна вызывать беспокойство, а в среде, где коррозия развивается более медленно, любая концентрация ртути, превышающая разрешенную предписаниями Управления по охране окружающей среды (EPA), подозрительна.

Коррозия под действием блуждающих токов. В любом случае, когда электрический ток (постоянный или переменный) переходит с поверхности алюминия в другую среду (в воду, землю или бетон), алюминий корродирует на участках прохождения тока, при этом степень коррозии пропорциональна количеству прошедшего тока. Это явление известно под названием коррозии под действием блуждающих токов или электролитической коррозии (хотя такое определение не очень удачно и неточно, оно прочно закрепилось в практике строительства трубопроводов и судостроении).

При низкой плотности тока коррозия проявляется в виде питтингов,

при более высокой плотности может происходить значительное разрушение металла. Скорость коррозии не уменьшается во времени. Одной из двух главных причин этой непредсказуемой и очень быстрой коррозии алюминия является то, что в процессе ее не происходит равномерного растворения металла, как это бывает в среде активных химических веществ. Другая причина — присутствие ионов ртути в окружающей среде.

Поскольку алюминиевая поверхность, с которой уходит ток, выполняет функцию анода, происходит ее окисление (коррозия), и она становится кислотной. Кислотность поверхности часто служит ключом к разгадке непредвиденной активности блуждающих токов. Локальная кислотность может возникнуть даже в щелочной среде, например в бетоне.

Блуждающие токи, встречающиеся на практике, обычно бывают постоянными (как в том случае, когда их источником служит сварочный генератор), но могут быть и переменными. Для большинства металлов коррозия под действием переменных блуждающих токов незначительна, но существенна для алюминия [85]. При плотности токов ниже критической алюминий не корродирует. В разных источниках указываются различные значения величины критической плотности тока: она составляет 0,5; 1,0 [86] и 5,7 А/см² [87]. Другие значения приведены в работах Уильямса [88] и Френча [89].

Имеются примеры коррозии алюминия под действием блуждающих токов в бетоне (электрические кабели), в морской воде (корпуса судов) и под землей (трубопроводы и дренажные системы). Как правило, коррозии этого типа можно избежать, принимая соответствующие меры при проектировании и методы защиты. Так, коррозию алюминиевого кабеля в бетоне можно предотвратить, не допуская, чтобы он служил нулевой фазой при любых обстоятельствах, особенно при сварке. Важными факторами с точки зрения коррозии являются содержание хлорида в бетоне и отсутствие контакта со стальной арматурой. Сварочный генератор должен быть заземлен.

Особый случай коррозии под влиянием блуждающих токов может встретиться тогда, когда судно с алюминиевым корпусом швартуется в стальном доке и электрическая судовая система в целях сохранности судовых батарей включается в электросеть дока с переменным током под напряжением 110 В. Алюминиевый корпус образует электрическую пару со стальным доком через прибрежную подземную электрическую систему. Так, на алюминиевом корпусе судна длиной 13 м сила блуждающих токов составила 160 мА. Гальванический ток концентрируется в участках с нарушенным покрытием, что может вызвать быстрый пробой корпуса. Алюминиевые детали двигателя на судне, корпус которого не из алюминия, могут образовать электрическую пару со стальным доком, при этом сила блуждающих токов была равной 18 мА. Чтобы предотвратить образование гальванической пары, но обеспечить подачу переменного тока с берега, в цепь бортового кабеля включают конденсатор [90].

В подземных сооружениях коррозия под действием блуждающих токов может быть связана с близостью алюминия к подземным конструкциям из других металлов, имеющим систему катодной защиты в виде протекто-

ров. Блуждающие токи могут перетекать на подземную конструкцию из алюминия в какой-либо точке, затем переходить в другой участок (где имеет место коррозия), выбирая путь наименьшего электрического сопротивления между наведенным подземным анодом и соседней защищенной конструкцией. Обычным способом предотвращения коррозии в указанных обстоятельствах является очень плотное соединение всех подземных систем [91, 92].

7.2.6. Межкристаллитная коррозия

Это избирательная коррозия по границам зерен, без значительных поражений тела зерна или матрицы (рис. 7.3). Коррозия этого типа имеет электрохимический механизм и вызывается локальной разностью потенциалов на границах зерен. Разность потенциалов возникает между выделениями (вторичными фазами) и обедненным твердым раствором, из которого они выделяются. Электродный потенциал этих фаз отличается от потенциала соседнего обедненного твердого раствора. В некоторых сплавах, например в системах Al—Mg и Al—Zn—Mg—Cu, выделения Mg_2Al_3 , $MgZn_2$ и $Al_x—Zn_x—Mg$ более анодны, чем обедненный твердый раствор. В сплавах системы Al—Cu выделения $CuAl_2$ и Al_xCu_xMg являются катодами по отношению к обедненному твердому раствору. В любом случае избирательная коррозия происходит по границам зерен или приграничным участкам.

Степень склонности к межкристаллитной коррозии определяется технологией изготовления полуфабриката, которая влияет на количество, размер и характер распределения вторичных интерметаллических фаз. Вопросам образования выделений и технологии термической обработки посвящен разд. 5. Сопротивление межкристаллитной коррозии достигается либо применением таких режимов термической обработки, при которых происходит более равномерное распределение выделений по зерну, либо путем ограничения содержания легирующих элементов, вызывающих образование этих выделений.

Сплавы, в которых по границам не образуются вторичные фазы или в которых электродные потенциалы таких выделений близки к потенциалу матрицы (например, $MnAl_6$), нечувствительны к межкристаллитной коррозии. Примерами таких сплавов являются 1100, 3003, 3004.

Сплавы системы Al—Mg (серия 5XXX), содержащие менее 3 % Mg, обладают высоким сопротивлением межкристаллитной коррозии. В отдельных случаях такая коррозия идет по зоне термического влияния в сварных соединениях после многих месяцев или лет выдержки при относительно невысоких температурах ($\sim 100^\circ\text{C}$), в горячих подкисленных растворах нитрата аммония при $\sim 150^\circ\text{C}$ или в горячей питьевой воде при 80°C . При более высоком содержании магния межкристаллитная коррозия не происходит, если строго соблюдены режимы термической обработки сплавов и эти сплавы эксплуатируются при комнатной температуре. Однако указанные сплавы могут оказаться подверженными межкристаллитной коррозии после длительного вылеживания при температурах выше 27°C .

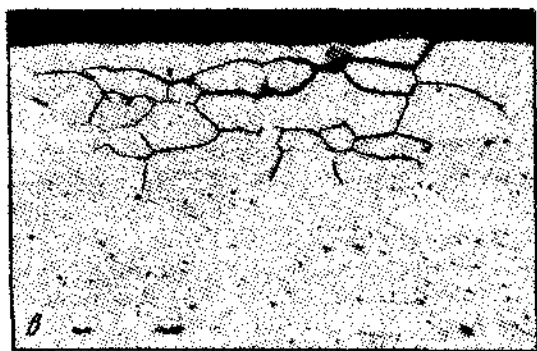
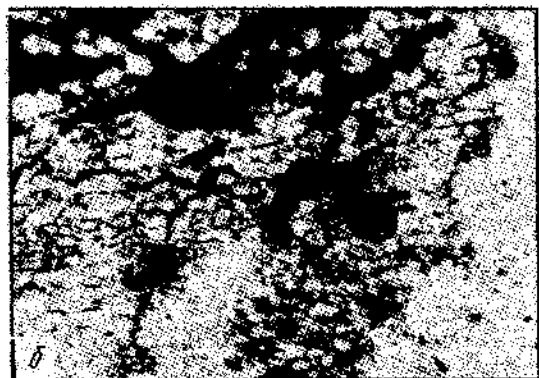
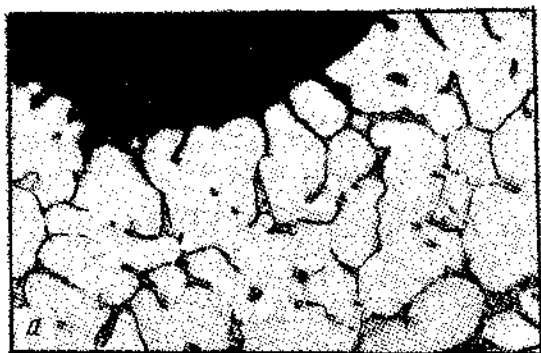


Рис. 7.3. Различные типы межкристаллитной коррозии (травление реактивом Келлера, X 500):

а — междендритная коррозия в литой структуре; *б* — коррозия по границам субзерен в нерекристаллизованной деформированной структуре; *в* — межкристаллитная коррозия в рекристаллизованной деформированной структуре

Чувствительность к межкристаллитной коррозии повышается с увеличением концентрации магния в сплаве, продолжительности выдержки при температуре нагрева и степени холодной деформации.

Деформируемые сплавы системы Al—Mg—Si (серия 6XXX) обладают незначительной склонностью к межкристаллитной коррозии. При сбалансированном содержании магния и кремния (при котором образуются выделения Mg_2Si) межкристаллитная коррозия незначительная и более слабая, чем наблюдаемая в сплавах систем Al—Cu (серия 2XXX) и Al—Zn—Mg—Cu (серия 7XXX). Если в сплавах серии 6XXX имеется избыток кремния (против необходимого для образования Mg_2Si), то склонность к межкристаллитной коррозии возрастает, поскольку нерастворимые частицы кремния являются сильным катодом.

В случае сплавов системы Al—Cu—Mg (серия 2XXX) термическая обработка, вызывающая избирательный распад по границам зерен, приводит к склонности к межкристаллитной коррозии. Многими исследованиями установлено, что быстрое охлаждение при закалке и последующее старение до пика прочности (или с незначительным перестариванием) значительно повышают сопротивление межкристаллитной коррозии. Напротив, медленное охлаждение от температур нагрева под закалку вызывает склонность к межкристаллитной коррозии.

На склонность к межкристаллитной коррозии сплавов системы Al—Zn—Mg—Cu (серия 7XXX) сильно влияет также режим термической обработки. Эту обработку (иногда в сочетании с нагартовкой) используют для обеспечения высокого сопротивления межкристаллитной коррозии. Методика испытаний на склонность к коррозии этого вида различна для разных систем сплавов. Для сплавов системы Al—Cu—Mg (серия 2XXX) в основном используют металлографический анализ образцов после выдержки в растворе $NaCl + H_2O_2$ (в соответствии со стандартной методикой MIL-H-6088F). Этот же метод используют для сплавов систем Al—Mg—Si (серия 6XXX) и Al—Zn—Mg—Cu (серия 7XXX). Для Al—Cu сплавов недавно разработан метод определения склонности к межкристаллитной коррозии по потере массы (метод NAWLT, стандарт ASTM G 69-80). Для прогнозирования склонности к межкристаллитной коррозии сплавов систем Al—Cu—Mg (серия 2XXX) и Al—Zn—Mg—Cu (серия 7XXX) ограниченное использование имеют электрохимические методы (метод коррозионных потенциалов, потенциостатический и гальваностатический методы). Однако считается, что для подтверждения результатов, полученных указанными методами, все же необходимо металлографическое исследование.

7. 2. 7. Расслаивающая коррозия

Расслаивающая коррозия, называемая также послойной, представляет собой тип избирательной подповерхностной коррозии, которая происходит вдоль многочисленных узких элементов структуры, вытянутых параллельно поверхности металла. Обычно коррозия развивается вдоль границ зерен (межкристаллитная коррозия), но также наблюдается и вдоль цепочек

чек нерастворимых выделений, располагающихся на параллельных плоскостях в направлении деформации. Расслаивающей коррозии подвержены преимущественно относительно тонкие полуфабрикаты с сильнодеформированными вытянутыми зёрнами. Интенсивность расслаивающей коррозии увеличивается в слабокислых средах, а также в том случае, если алюминий находится в паре с другим металлом, катодным по отношению к алюминию.

Расслаивающая коррозия характеризуется чередованием слоев тонкого, относительно не прокорродированного металла с более толстыми слоями продуктов коррозии, имеющих больший объем, чем металл, на котором они образовались. Продукты коррозии вызывают "разбухание" металла. В предельном случае лист толщиной 1,3 мм разбухает до толщины, равной 25 мм, т.е. почти в 20 раз!

Расслаивающая коррозия обычно в первую очередь начинается с обретенных торцевых поверхностей, а не с поверхности прокатки или прессования, и развивается в глубь полуфабриката. В легкой форме расслаивающая коррозия имеет вид напоминающих вулканы пузырей, в которых продукты коррозии создают выпуклости. В этом случае вначале образуется питтинг, который развивается вглубь до столкновения со слоем металла, чувствительным к коррозии. Затем характер коррозионного поражения изменяется, становится заметным расслаивание металла с образованием имеющих большой объем продуктов коррозии, что приводит к увеличению пузырей. Расслаивающая коррозия не ускоряется под напряжением и не приводит к коррозионному растрескиванию.

Сопротивление расслаивающей коррозии алюминия промышленной чистоты (1XXX) и Al—Mn сплавов (3XXX) достаточно высокое во всех состояниях. Иногда расслаивающая коррозия встречается в сильнонагартованных Al—Mg сплавах (5XXX), например в плитах сплава 5456-H321, используемых для обшивки судовых корпусов. Микроструктура этих плит представляет собой очень вытянутые зёрна с выделениями, располагающимися по их границам. Проблема предупреждения расслаивающей коррозии вызвала необходимость разработки специального режима термической обработки для таких плит (состояние H116), после которой материал приобретает высокое сопротивление коррозии этого вида.

В термически упрочняемых сплавах систем Al—Cu—Mg (2XXX) и Al—Zn—Mg—Cu (7XXX) расслаивающая коррозия наблюдается только в относительно тонких сечениях сильнодеформированных полуфабрикатов с вытянутыми в направлении деформации зёрнами в микроструктуре. Так, у плит толщиной 13 мм из сплава 2124-T351 была обнаружена заметная склонность к расслаивающей коррозии при испытаниях в лабораторных условиях и в атмосфере; в то же время плиты толщиной 50 и 100 мм из этого же сплава, имевшие менее выраженную текстуру деформации, не показали склонности к этой коррозии. Поверхностные слои прессованных полуфабрикатов обладают достаточно высоким сопротивлением расслаивающей коррозии, поскольку имеют рекристаллизованную структуру. Подповерхностные и центральные участки сечения нерекристаллизованы и склонны к расслаиванию. Со-

противление расслаивающей коррозии сплавов системы Al — Zn — Mg, легированных медью, например 7075, значительно повышается при перестаривании. Перестаренные состояния для деформируемых полуфабрикатов обозначаются T7XXX. Прочность в этих состояниях снижается на 5—10 % при существенном улучшении сопротивления расслаивающей коррозии. Сопротивление расслаивающей коррозии сплавов серии 7XXX с малыми добавками меди или без нее контролируется либо перестариванием, либо использованием рекристаллизационных режимов термической обработки, а также некоторой корректировкой химического состава. У сплавов системы Al — Cu — Mg (2XXX) искусственное старение до состояний T5 и T8 повышает сопротивление расслаивающей коррозии.

Для оценки чувствительности к расслаивающей коррозии разработано несколько методов лабораторных испытаний. Это металлографический анализ, визуальный осмотр, определение потерь массы после выдержки образцов в коррозионной среде (при погружении и периодическом обезжиривании) при температуре окружающей среды и повышенных температурах. Методика испытаний и оценки результатов изложены в стандартах ASTM G34 (EXCO), G43 (SWAAT) и G66 (ASSET).

7.2.8. Коррозионное растрескивание

При совместном воздействии постоянного растягивающего напряжения и определенной коррозионной среды разрушение деталей из некоторых алюминиевых сплавов происходит в результате коррозионного растрескивания (КР). При очень высокой склонности к коррозии этого типа разрушение деталей толщиной 13 мм может произойти за короткий промежуток времени, исчисляемый сутками. К КР чувствительны сплавы систем Al — Cu — Mg (2XXX) и Al — Mg (5XXX) при содержании свыше 3 % Mg, а также Al — Zn — Mg — Cu сплавы (7XXX). В очень редких случаях КР происходит в сплавах системы Al — Mg — Si (6XXX). Алюминий промышленной чистоты, Al — Mn сплавы (3XXX) или Al — Mg сплавы с содержанием менее 3 % Mg не склонны к коррозии под напряжением. В табл. 7.2 представлены обобщенные данные о сопротивлении КР промышленных деформируемых алюминиевых сплавов [121].

Если напряжения действуют в продольном или поперечном направлении, то коррозионное растрескивание может происходить при их величинах, близких к пределу текучести. Если же они действуют в высотном направлении, например перпендикулярно плоскости разреза штамповки, КР может происходить при их более низком уровне. Склонность к КР усиливается в агрессивной среде, содержащей ионы хлора, однако при очень высокой склонности материала к КР достаточной для разрушения оказывается влажная атмосфера.

Склонность алюминиевых сплавов к КР зависит от микроструктуры. На сопротивление КР сплавов, чувствительных к этому виду разрушения существенно влияет технология изготовления. Обычно харак-

Т а б л и ц а 7.2. Сопротивление коррозионному растрескиванию (КР) промышленных деформируемых алюминиевых сплавов [121]

Серия сплавов	Тип сплава	Способ упрочнения сплава	σ_B , МПа	Склонность к КР*
1XXX	Алюминий	Нагартовка	69-172	А
2XXX	Al - Cu - Mg - Si (3-6 % Cu)	Термическая обработка	379-517	Б
3XXX	Al - Mn - Mg	Нагартовка	138-276	А
5XXX	Al - Mg (1-2,5 % Mg)	"	138-290	А
5XXX	Al - Mg - Mn (3-6 % Mg)	"	290-379	Б
6XXX	Al - Mg - Si	Термическая обработка	152-379	А
7XXX	Al - Zn - Mg	То же	379-503	Б
7XXX	Al - Zn - Mg - Cu	"	517-621	Б

* А - случаи КР при лабораторных испытаниях или в эксплуатации неизвестны; Б - КР имеет место в эксплуатации в определенных сплавах и после определенной термической обработки; разрушение в эксплуатации можно предотвратить посредством конструктивных приемов и правильным выбором сплава и состояния.

тер разрушения межкристаллитный, причем в процессе участвуют активные выделения по границам зерен. Недавно установлено, что важную роль в КР играет водородное охрупчивание, обусловленное коррозионными реакциями в локальных ячейках на границах зерен, что особенно важно для сплавов систем Al - Zn - Mg - Cu и Al - Mg.

Краткий исторический обзор. Первые случаи разрушения алюминиевых сплавов при КР были зафиксированы в начале 30-х г. [93]. Большая часть этих случаев была связана со сплавами системы Al - Cu - Mg (2XXX), применявшимися в самолетных конструкциях. Анализ этих разрушений был посвящен ряд исследований. Указанные сплавы были склонны к межкристаллитной коррозии после старения на максимальную прочность и очень чувствительны к КР. Впоследствии эти сплавы были заменены более коррозионностойкими, такими как 2014, 2024 и 2124.

В настоящее время большинство широко применяемых высокопрочных алюминиевых сплавов не склонно к КР в эксплуатации в определенном состоянии после термической обработки, однако при некоторых особых обстоятельствах в них может проявляться чувствительность к КР. В частности, растягивающие напряжения, действующие в высотном направлении, должны быть минимально возможными. Это можно учесть при проектировании конструкции и таким образом избежать опасности коррозионного растрескивания или уменьшить ее. В последние годы появилось много публикаций, в которых подробно рассмотрены необходимые принципы проектирования [94-99]. В следующем разделе описаны наиболее важные металлургические и техно-

логические факторы, определяющие чувствительность алюминиевых сплавов к КР.

Механизм коррозионного растрескивания. Поскольку в большинстве алюминиевых сплавов разрушение при КР обычно имеет межкристаллитный характер, определяющую роль в чувствительности к КР играют выделения по границам зерен. В термически упрочняемых сплавах избирательный распад по границам зерен может быть результатом слишком медленного охлаждения при закалке или неправильно подобранного режима искусственного старения. В термически неупрочняемых Al – Mg сплавах распад по границам зерен происходит при умеренно повышенных температурах. Во всех деформируемых сплавах максимальная чувствительность к КР наблюдается в плоскости наибольшей протяженности границ зерен. На рис. 7.4 показана такая коррозионная трещина, распространяющаяся вдоль границ зерен. Для катаных полуфабрикатов (листов и плит) такая картина имеет место в случае, когда приложенное напряжение действует перпендикулярно плоскости прокатки, а трещина развивается в плоскости прокатки. В поковках (штамповках) и прессованных полуфабрикатах, которые имеют более сложную макроструктуру и в которых часто трудно определить истинное направление, максимальная склонность к КР наблюдается в случае, когда приложенное напряжение перпендикулярно двум основным направлениям волокна металла, а при этом трещина развивается в плоскости течения металла.

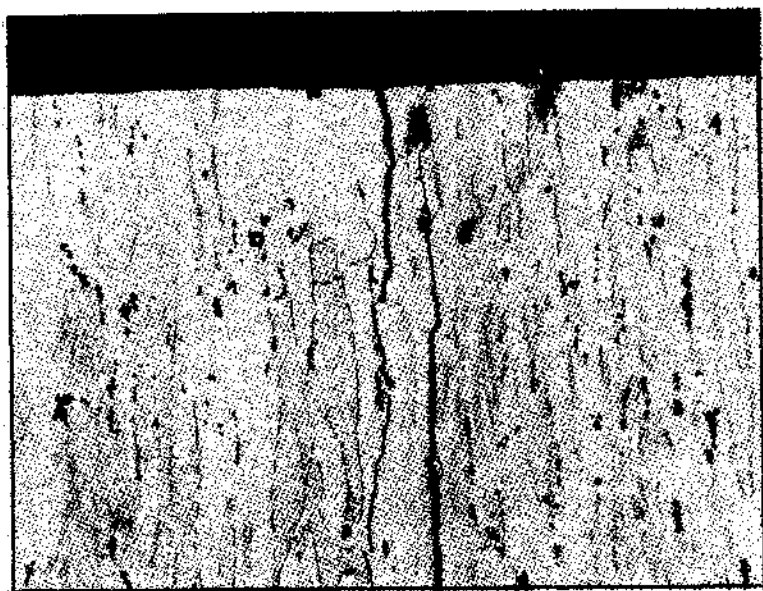


Рис. 7.4. Типичная трещина при коррозионном разрушении под напряжением в плите толщиной 6,4 мм сплава 7075-T651, высотное направление (*Alcoa Laboratories*)

Вследствие ориентационной зависимости чувствительности алюминиевых сплавов в КР следует избегать напряжений в наиболее неблагоприятном направлении. Остаточные напряжения даже в большей мере, чем эксплуатационные, обуславливают коррозионное растрескивание из-за недооценки их при проектировании. Снижение напряжений в высотном направлении до минимума значительно уменьшает вероятность КР у сплавов, склонных к такому разрушению.

На протяжении многих лет КР алюминиевых сплавов рассматривали как электрохимический процесс [93–95].

В 60-х гг., было установлено, что водородное охрупчивание по границам зерен играет главную роль в процессе КР высокопрочных сталей и титана. Однако в работах [100, 101], опубликованных в 1974 г., было показано, что при катодной защите на уровне $-1,5$ В по каломельному насыщенному электроду водород не способен проникать в сплав 7075 с такой скоростью, какая необходима для водородного охрупчивания; при изменении уровня катодной защиты до $-2,0$ В скорость проникновения водорода значительно возрастает, и в этом случае происходит водородное охрупчивание. Позднее было установлено, что атомарный водород абсорбируется алюминием и вызывает охрупчивание некоторых алюминиевых сплавов [102]. В работах [103, 104] подтверждена роль водорода в КР сплавов системы Al – Zn – Mg – Cu. В 1980 г. было обнаружено [105], что в Al – Mg сплаве при выдержке во влажной атмосфере образуется гидрид магния. В работе [106] установлено, что изменение склонности к КР у Al – Zn – Mg сплавов может быть связано с содержанием магния в поверхностной оксидной пленке, которая влияет на диффузию водорода в металл. В то время как коррозионное растрескивание Al – Cu – Mg сплавов рассматривается как простое растворение локальных ячеек по границам зерен в присутствии растягивающих напряжений, недавно полученные результаты позволяют предположить, что КР в Al – Mg и Al – Zn – Mg – Cu сплавах фактически связано с водородным охрупчиванием в результате скопления водорода в вершине трещины.

Сплавы системы Al – Cu – Mg (серия 2XXX). Сплавы этой серии упрочняются в основном закалкой и старением; часто для повышения прочности в эти сплавы вводят добавки кремния и марганца. Максимальное упрочнение достигается при содержании меди от 4 до 6 % в зависимости от влияния других элементов, присутствующих в сплаве. После нагрева под закалку и охлаждения с этой температуры сплавы указанной системы упрочняются либо естественным старением (при комнатной температуре) до состояний T3 или T4, либо искусственным старением (при повышенных температурах) до состояний T6 и T8. На последовательных стадиях старения по границам зерен образуются выделения промежуточного строения. В процессе старения происходит также образование выделений равновесных фаз CuAl_2 или Al_2CuMg по границам зерен, вследствие чего создаются приграничные участки обедненного твердого раствора. Склонность сплава к межкристаллитной коррозии и к коррозионному растрескиванию зависит от разно-

сти электродных потенциалов между граничными выделениями, обедненным твердым раствором и телом зерна.

Наиболее широко применяемыми сплавами этой системы являются 2014 и 2024. Оба сплава легированы магнием и марганцем; в сплав 2014 вводится кремний для повышения склонности к старению. Два других сплава, также применяемых в больших количествах, — это 2011, сплав системы Al — Cu — Bi — Pb, хорошо обрабатываемый резанием, и сплав 2219 системы Al — Cu — Mn — Zr — V, отличающийся хорошей свариваемостью. Склонность этих сплавов к КР после естественного старения сильно зависит от скорости охлаждения при закалке. На рис. 7.5 показано увеличение сопротивления КР и межкристаллитной коррозии в закаленном состоянии с возрастанием скорости охлаждения при закалке [94]. Несмотря на то что умеренная склонность к межкристаллитной коррозии естественно состаренного материала указывает на чувствительность к КР, искусственно состаренный материал при наличии межкристаллитной коррозии может обладать высоким сопротивлением КР.

Сплавы системы Al — Cu — Mg в естественно состаренном состоянии имеют умеренное сопротивление КР. Указанные сплавы часто применяют именно в этом состоянии благодаря относительно высокой пластичности и вязкости разрушения. Сопротивление КР вначале значительно снижается после коротких выдержек при искусственном старении, а затем повышается и по завершении старения становится таким же или выше, чем у сплавов после естественного старения (рис. 7.6). Это объясняется тем, что при окончании формирования выделений по границам зерен количество меди в твердом растворе уменьшается, вслед-

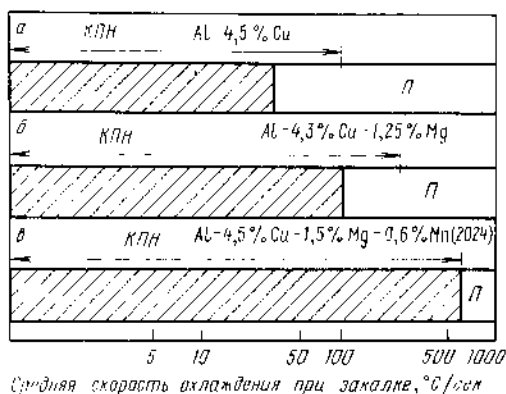


Рис. 7.5. Влияние скорости охлаждения при закалке (в интервале 400–315 °С) на склонность к межкристаллитной коррозии (МКК) и коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН):

а — склонность к МКК в растворе NaCl + H₂O₂. Испытания на склонность к КРН в 3,5 %-ном растворе NaCl при переменном погружении (10 мин в растворе, 50 мин — на воздухе); б — испытания образцов полуколец из прессованной полосы толщиной 32 мм; в — испытания образцов из листов

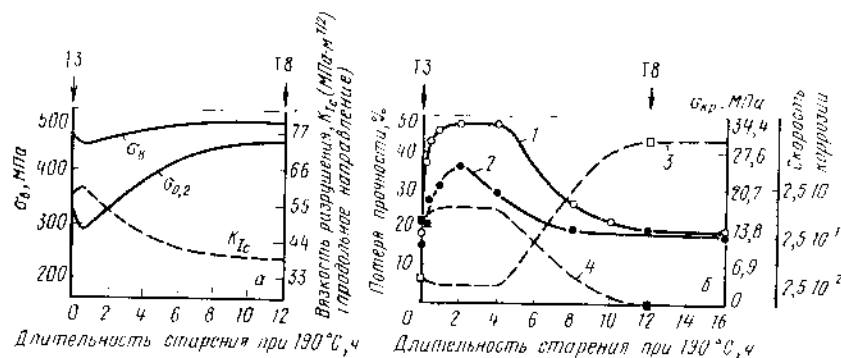


Рис. 7.6. Влияние искусственного старения на механические свойства и вязкость разрушения (а) и общую коррозионную стойкость (б) и величину критического напряжения ($\sigma_{кр}$) при коррозионном растрескивании сплава 2024:

1 — потеря прочности при испытаниях под напряжением; 2 — потеря прочности при испытаниях в ненапряженном состоянии; 3 — $\sigma_{кр}$ на гладких высотных образцах; 4 — скорость коррозии

Пунктирными линиями на рис. а, б показаны схематические кривые, состояния Т3 и Т8

стве чего снижается разность электродных потенциалов между телом зерна и обедненными медью приграничными зонами.

Сплавы системы Al — Mg (5XXX). В отличие от Al — Cu — Mg сплавов в Al — Mg сплавах не происходит значительного повышения прочности в результате дисперсионного твердения. Эти сплавы часто применяют в нагартованных состояниях (состояния H). Однако избирательный распад твердого раствора с образованием выделений по границам зерен наблюдается после длительного естественного старения или кратковременного нагрева при повышенных температурах, в результате чего сплавы приобретают чувствительность к коррозионному растрескиванию. Как правило, это касается сплавов 5182, 5083, 5086, 5154, 5356 и 5456, в которых содержание магния превышает 3%. Процесс образования выделений идет медленно при комнатной температуре, но предварительная холодная деформация или нагрев при повышенных температурах значительно ускоряют его. Выделения β -фазы (Mg_2Al_3), образующиеся в процессе распада, являются сильным анодом по отношению к Al — Mg матрице, поэтому при наличии анодных участков в виде выделений β -фазы, располагающихся по границам зерен, материал становится чувствительным к КР.

Обычно наиболее неблагоприятные структурные изменения в сильно нагартованном материале происходят при комнатной температуре спустя несколько лет или после продолжительной выдержки при относительно высоких температурах (от 66 до 180 °C), что показано на рис. 7.7. Нагрев при более высоких температурах вызывает укрупне-

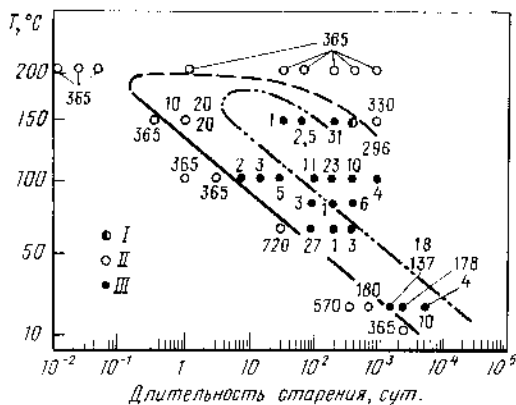


Рис. 7.7. Приблизительная продолжительность старения, при которой нагартованный сплав типа X5356 приобретает склонность к коррозионному растрескиванию (состав сплава: 5,15 % Mg; 0,03 % Cu; 0,22 % Fe; 0,11 % Si; 0,11 % Mn; 0,10 % Cr; 0,10 % Ti):

I — один из двух образцов разрушился; II — случаи разрушения отсутствуют; III — разрушившиеся образцы; штрихпунктирная линия — сплавы типа X5356 в отожженном состоянии. Цифры рядом с условным обозначением — длительность испытаний, сутки

ние выделений и образование непрерывных цепочек из них по границам зерен, при этом чувствительность к КР уменьшается или вообще отсутствует.

Сплавы системы Al — Mg — Si (6XXX). Эти термически упрочняемые сплавы средней прочности обычно имеют прекрасное сопротивление КР. Эти сплавы при старении упрочняются за счет образования выделений Mg_2Si . В наиболее широко распространенном сплаве этой системы (6061) магний и кремний содержатся в стехиометрическом соотношении в количествах, необходимых для образования Mg_2Si . В другие сплавы вводится избыток кремния для повышения прочностных свойств, но при этом повышается чувствительность сплавов к КР, если неправильно выбирают режимы термической обработки. Случаи разрушения сплавов серии 6XXX в эксплуатации в результате коррозионного растрескивания встречаются редко, несмотря на то, что эти сплавы в состояниях T4 и T6 могут быть подвержены межкристаллитной коррозии. Вместе с тем при лабораторных испытаниях на КР естественно состаренных образцов сплава 6061-T4 после закалки с температуры, выше установленной для этого сплава, с последующим медленным охлаждением имели место случаи разрушения. Такая чувствительность к КР может быть уменьшена применением старения до состояния T6. Как правило, коррозионное растрескивание можно предотвратить, если температура нагрева под закалку не превышает рекомендованную для данного сплава, при этом следует избегать медленного охлаждения при закалке.

Сплавы систем $Al - Zn - Mg$ и $Al - Zn - Mg - Cu$ (7XXX). Сплавы серии 7XXX делятся на три класса:

- 1) двойные $Al - Zn$ сплавы, используемые для плакировки;
- 2) сплавы средней прочности системы $Al - Zn - Mg$, содержание меди в которых менее 1 %;
- 3) высокопрочные сплавы системы $Al - Zn - Mg - Cu$, применяемые в авиакосмической промышленности.

Сплавы средней прочности и высокопрочные сплавы упрочняются посредством термической обработки: нагрева под закалку с последующим охлаждением и искусственным старением, представляющим собой сложную последовательность процессов, конечной стадией которой является образование стабильных выделений $MgZn_2$ и $Mg_3Zn_3Al_2$ [94, 107–109]. В некоторые сплавы для повышения прочности вводят до 3 % Cu , однако содержание меди должно быть ограничено, если желательно, чтобы сплав был свариваемым и обладал удовлетворительной общей коррозионной стойкостью. Небольшие добавки марганца, хрома и циркония играют роль антирекристаллизатора и способствуют сохранению текстуры деформации в деформируемых полуфабрикатах. Последнее очень желательно с точки зрения сопротивления КР, поскольку развитие межкристаллитного разрушения при коррозионном растрескивании крайне затруднено в направлении, перпендикулярном сильновытянутым зернам с большой протяженностью границ.

Высокопрочные сплавы, легированные медью (7049, 7050, 7178 и 7075), в недостаренном состоянии и после старения до максимума прочности (T_6) очень чувствительны к коррозионному растрескиванию в высотном направлении. Это ограничивает применение сплавов в состоянии T_6 только конструкциями, где приложенные напряжения не действуют в высотном направлении. Для уменьшения склонности к коррозионному растрескиванию применяют перестаривание при некоторой потере прочностных свойств. Разработано несколько режимов получения перестаренного состояния (T_7), обеспечивающего уровень прочности в определенном интервале при соответствующей стойкости против КР (рис. 7.8). У сплавов, состаренных до максимума прочности, быстрое охлаждение при закалке повышает сопротивление коррозионному растрескиванию. Чувствительность к КР указанных высокопрочных сплавов зависит от содержания меди и отношения содержания цинка к содержанию магния, а также от количества циркония, хрома и марганца в сплаве. Наиболее широко из этой группы сплавов применяется сплав 7075; при медленном охлаждении от температуры нагрева под закалку он обладает низким сопротивлением коррозионному растрескиванию. Повышение сопротивления КР в массивных сечениях достигнуто благодаря разработке сплавов 7049 и 7050 с увеличенным отношением цинка к магнию и добавкой циркония для уменьшения склонности сплава 7050 к КР при медленном охлаждении при закалке. Однако повышение отношения $Zn:Mg$ сверх 3 неблагоприятно влияет на сопротивление КР [110].

Сплавы серии 7XXX средней прочности с добавками меди или без

них разработаны как материалы общеконструкционного назначения. Плиты для брони из более прочного свариваемого сплава без меди (7039) имеют низкое сопротивление коррозионному растрескиванию в высотном направлении. Сообщается об их успешном использовании

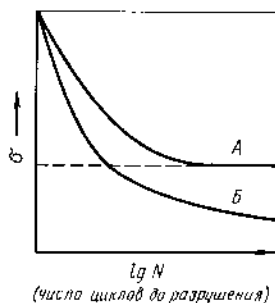
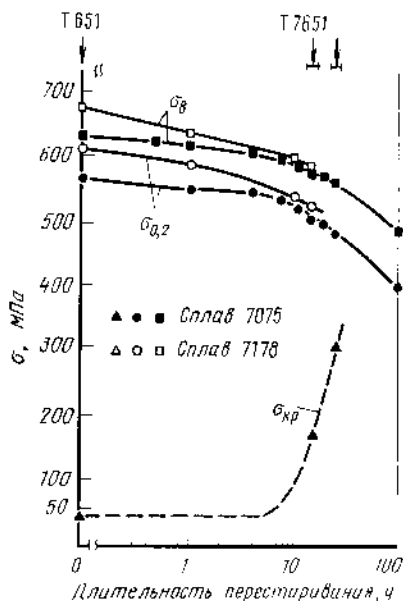


Рис. 7.8. Влияние искусственного старения при 160°C на прочность и сопротивление коррозионному растрескиванию под напряжением (на гладких высотных образцах) сплавов 7075-T651 и 7178-T651. Состояния T651, T7651 и T7351 показаны стрелками

Рис. 7.9. Типичные кривые усталости (А) и коррозионной усталости (Б). Пунктирной линией показан уровень предела ограниченной выносливости

в условиях контролируемых напряжений в этом направлении. У сплава 7021, содержащего $< 0,25\%$ Cu, в форме листов сопротивление КР повышено благодаря введению циркония, препятствующего рекристаллизации. Максимальное сопротивление коррозионному растрескиванию у сплавов средней прочности достигается при отношении содержания цинка к магнию, равном примерно 2,7 [110]. Сплавы 7016 и 7029 с более высоким содержанием меди ($\sim 0,5-1\%$) высоко технологичны при формообразовании и имеют хорошую поверхность в прессованных полуфабрикатах; эти сплавы используют в автомобильной промышленности. Максимальное сопротивление коррозионному растрескиванию достигается при деформации непосредственно после закалки (W) в сочетании с последующим двухступенчатым старением.

Однако эти сплавы рекристаллизуются в процессе прессования, поэтому они все-таки могут быть подвержены коррозионному растрескиванию.

Испытания алюминиевых сплавов на склонность к коррозионному растрескиванию проводят по стандартным методикам [111]. Результаты многочисленных исследований описаны в работах [96, 112, 113]. В работе [114] предложен новый метод ускоренных испытаний.

Коррозионная усталость. Усталостное разрушение металла имеет чисто физический механизм и является результатом многократного воздействия циклических напряжений. При увеличении амплитуды напряжений долговечность образцов уменьшается. Типичная кривая усталости металла (зависимость числа циклов N от величины приложенного напряжения σ) приведена на рис. 7.9 (кривая *A*) [115]; она построена в логарифмической шкале по оси абсцисс. Кривая вначале имеет ниспадающий характер, а затем выходит на горизонталь; напряжение, ниже уровня которого не происходит разрушения при определенном числе циклов, называется ограниченным пределом выносливости.

При воздействии коррозионноактивной среды кривая усталости (в данном случае — коррозионной усталости) располагается ниже кривой *A* (кривая *B*, рис. 7.9). Таким образом, коррозионная усталость — явление разрушения при одновременном воздействии циклических напряжений и коррозионной среды. В этом случае угол наклона кривой $\sigma - N$ уменьшается (с увеличением базы испытаний усталостная прочность снижается) и на ней отсутствует горизонтальный участок. Необходимо установить максимальное напряжение, не вызывающее разрушения при определенном числе циклов нагружения заданной частоты и амплитуды в коррозионной среде. Процесс коррозионной усталости протекает быстрее, чем мог бы происходить при раздельном влиянии циклического нагружения и коррозии [116].

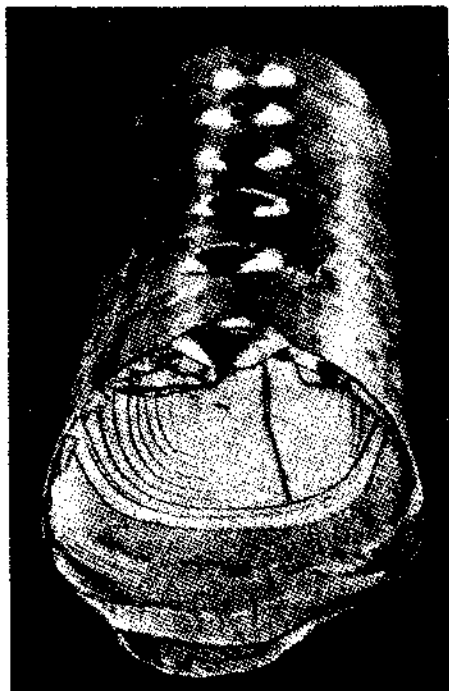


Рис. 7.10. "Устричные раковины" на поверхности усталостного излома вала барабана для намотки бумаги из сплава 2024. Усталостные трещины зарождались у отверстий для крепления фланцев на валу (*Alcan International, Kingston Laboratory*)

Обычное усталостное разрушение и разрушение при коррозионной усталости можно различить по характерным "устричным раковинам" на поверхности усталостного излома (рис. 7.10) и хрупкому характеру разрушения. Визуальный осмотр поверхностей изломов часто не позволяет обнаружить разницу между коррозионноусталостным и обычным усталостным разрушением.

Испытания на усталость проводят в условиях окружающей атмосферы на специальных лабораторных установках, где металлический образец определенной формы подвергается воздействию переменных напряжений при разных видах нагружения: при осевом нагружении, при кручении или знакопеременном изгибе. При определении предела выносливости гладких полированных образцов при изгибе с вращением на машине Мура за базу испытаний принимают $5 \cdot 10^8$ циклов. Для листовых образцов предел выносливости обычно определяют при знакопеременном изгибе на машине Краузе на базе $5 \cdot 10^7$ циклов.

Испытания на коррозионную усталость проводят на тех же установках, но образец при этом подвергают воздействию коррозионной среды. С этой целью его либо опрыскивают или орошают каплями, что создает атмосферу тумана в испытательной камере, либо полностью погружают в раствор. В качестве коррозионной среды наиболее часто используют дистиллированную или деминерализованную воду, водопроводную воду и солевые растворы (включая естественную или специально приготовленную морскую воду). Корреляция данных, полученных при испытаниях на коррозионную усталость в лабораторных условиях, с результатами эксплуатации материала в реальных условиях затруднена из-за сложности воспроизведения коррозионной среды [116]. Для безопасной работы конструкции испытания материала на коррозионную усталость следует проводить перед изготовлением изделий и при этом применять такой спектр нагрузок и такую коррозионную среду, которые бы наиболее полно имитировали условия эксплуатации.

Алюминиевые сплавы, как и многие стали, имеют относительно низкий предел коррозионной усталости, равный почти $1/2$ предела усталости при испытаниях на воздухе и $1/4$ исходного временного сопротивления разрушению при растяжении. Как это ни удивительно, но на величину предела коррозионной усталости незначительно влияют различия в режимах термической обработки даже в случае сплавов систем Al - Cu - Mg (2XXX), Al - Mg - Si (6XXX) и Al - Zn - Mg - Cu (7XXX). Разрушение алюминиевых сплавов при коррозионной усталости имеет транскристаллитный характер, и этим оно отличается от межкристаллитного коррозионного растрескивания. Локализованные поражения поверхности алюминия (питтинги, межкристаллитная коррозия) служат концентраторами напряжений и сильно снижают долговечность [117-119].

При испытаниях на воздухе величина относительной влажности не оказывает существенного влияния на коррозионную усталость алюминиевых сплавов. Однако при очень низкой относительной влажности

($< 5\%$) долговечность увеличивается. Лабораторными испытаниями на коррозионную усталость установлено, что при наличии влаги на поверхности образца долговечность значительно снижается. Существенной разницы в значениях предела коррозионной усталости при испытаниях в деминерализованной воде, жесткой водопроводной воде или солевых растворах не обнаружено. Это удивительный факт, поскольку при испытаниях на обычную коррозионную стойкость поведение алюминия очень различно в этих средах.

Число исследований, касающихся влияния металлургических факторов на коррозионную усталость, ограничено. Это не позволяет предполагать, что сплавы с высоким сопротивлением коррозионному растрескиванию должны иметь также высокую коррозионную усталость. Однако известно положительное влияние меди на сопротивление коррозионному растрескиванию сплавов серии 7XXX; повышенное содержание меди в этих сплавах также увеличивает сопротивление коррозионной усталости [120]. И хотя долговечность образцов сплава 7075-T6 при испытаниях на воздухе выше, чем образцов сплава 7075-T73, она практически одинакова при коррозионноусталостных испытаниях в среде 0,5 н. раствора NaCl [121]. Это указывает на несколько большую чувствительность материала в состоянии T6 к воз-

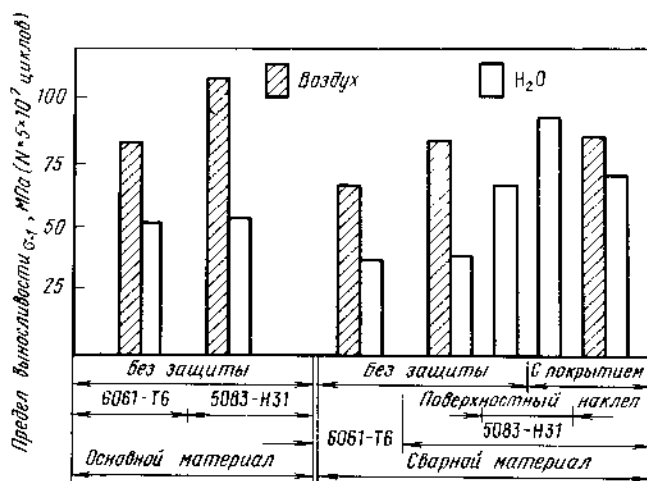


Рис. 7.11. Результаты усталостных испытаний сплавов 6061-T6 и 5083-H31 на воздухе и в воде (основной материал и сварные стыковые соединения, выполненные аргоно-дуговой сваркой вольфрамовым электродом):

покрытие: хроматный грунт + двухкомпонентное эпоксидное покрытие, пигментированное алюминием; поверхностный наклеп: дробеструйная обработка по технологии, описанной в работе [123];

испытания на воздухе: при комнатной температуре в окружающей атмосфере; испытания в воде: при смачивании поверхности образца. Независимо от среды (деминерализованная вода, жесткая водопроводная вода или 3 %-ный раствор NaCl), результаты близки друг к другу

действию среды; однако влияние коррозионной среды в любом случае очень важно.

Поверхностный наклеп повышает усталостную долговечность материала [122, 123], а также, по-видимому, увеличивает сопротивление коррозионной усталости. Однако следует обращать внимание на то, чтобы слишком сильный наклеп поверхности не вызвал чрезмерной пластической деформации, которая может привести к склонности к расслаивающей коррозии или коррозионному растрескиванию. Защитные покрытия на поверхности также положительно влияют на сопротивление коррозионной усталости [118, 124]. Сварка снижает долговечность как при испытаниях на воздухе, так и в коррозионной среде, но наклеп поверхности после сварки повышает предел коррозионной усталости. Лакокрасочные покрытия также увеличивают коррозионно-усталостную прочность, а наибольшая долговечность сварных образцов при испытаниях на коррозионную усталость достигается нанесением лакокрасочных покрытий, что показано на диаграммах рис. 7.11. Результаты испытаний на коррозионную усталость сплавов систем Al - Mg, Al - Mg - Si и сплава 7075-T6 опубликованы Такеучи [119, 125]. Сплавы серий 2XXX и 7XXX исследованы Колем и Пейном [124], а также Лорковичем [126], сплав 6061-T6 -- Бифером [127], Al - Zn - Mg - Cu сплав -- авторами работы [128]. В работах [128, 129] сообщается об исследовании влияния катодной защиты на сопротивление коррозионной усталости. В работе [130] приводятся сведения о разработке ингибитора коррозионной усталости для высокопрочных алюминиевых сплавов, Некоторые руководящие указания по выбору сплавов с учетом коррозионной усталости изложены в работе [131].

7.2.9. Кавитационное разрушение. Коррозия под действием направленной струи, фреттинг-коррозия и эрозия

Кавитационное разрушение алюминия происходит в турбулентной жидкости. Оно проявляется в виде питтинговых изъявлений, которые могут быть достаточно глубокими и приводят к повреждению защитной оксидной пленки на поверхности. При турбулентном движении жидкости образуются участки с пониженным давлением и небольшие пузырьки. Если пузырьки контактируют с металлом, то защитная оксидная пленка испытывает их удары, что приводит к нарушению сплошности пленки и появлению питтингов. Восстановление давления до нормального вызывает появление ударной волны при сокращении пузырьков. С течением времени этот процесс может привести к образованию коррозионноусталостного поражения, и с поверхности металла при механическом воздействии движущейся жидкости в пораженном участке могут отламываться кусочки. Таким образом, кавитационное разрушение может происходить в результате или коррозии, или механического воздействия, или совместного действия этих двух факторов. При умеренной кавитации доминирует химический механизм разрушения, который может быть предотвращен использованием катодной

защиты. В более тяжелых случаях превалирует механическое воздействие и катодная защита бесполезна. В этом случае разрушения можно избежать только путем устранения кавитации, для чего необходимы конструктивные изменения в оборудовании. Обзор данных по этому вопросу опубликован в работе [132]. В работе [133] приведены некоторые сведения о кавитационных разрушениях в алюминиевых сплавах.

Совместное влияние кавитации и эрозии в автомобильных водяных помпах определяют по стандартной методике ASTM [134]. Этот вид испытаний предусматривает либо оценку износа материала помпы, либо определение количества частиц металла в рабочей жидкости. Чанс [135] исследовал влияние кавитации на литейный алюминиевый сплав 319 в охлажденных жидкостях с ингибиторами и без них. В слабоингибированном охладителе (рис. 7.12) унос металла втрое больше расчетного, полученного по выходу по току (при этом предполагается только механический унос). Напротив, при высоком содержании ингибитора значения потери массы и уноса металла, полученные при эксперименте, хорошо согласуются с расчетными данными.

Коррозия под действием направленной струи относится к кавитационному разрушению и может происходить наряду с ним; разрушение этого вида вызывается струей движущейся жидкости, соударяющейся с поверхностью металла под углом. Такая струя может находиться и внутри жидкой системы. Пузырьки воздуха, увлекаемые струей, усиливают ее воздействие. В литературе имеются ограничен-

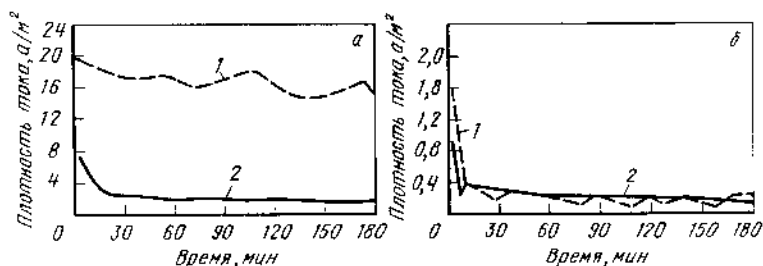


Рис. 7.12. Величина коррозионного тока в зависимости от времени при потенциостатической выдержке при $-0,6\text{ В}$ относительно каломельного электрода [135]: а — слабоингибированный охладитель; б — сильноингибированный охладитель

Средняя скорость коррозии, мм/год

Вид испытаний	а		б	
	экспериментальные значения	расчетные значения	экспериментальные значения	расчетные значения
Статические — 2	1,9	2,3	0,3	0,3
С кавитацией — 1	5,6	1,8	0,4	0,3

ные данные относительно коррозионной стойкости алюминия в этих условиях, но, вероятно, она хуже, чем у других металлов.

Струя пара высокого давления, бьющая по алюминиевой поверхности, например в тройнике системы трубопроводов из алюминия, вызывает образование сквозного эрозионного отверстия на участке соударения. Известны случаи сквозной эрозии под действием направленных струй в теплообменниках, например в экранирующих алюминиевых плитах и трубопроводах.

Паяные алюминиевые автомобильные радиаторы могут разрушаться при эксплуатации под действием направленной струи охлаждающей жидкости, движущейся с высокой скоростью. На рис. 7.13 показано образование сквозной эрозионно-коррозионной канавки в трубке паяного радиатора из сплава 6951, разрушившейся после пробега, равного 19312 км. В работе [136] исследована коррозионная стойкость алюминиевых сплавов для радиаторов в среде направленных струй при их скоростях до 40 м/с. После испытаний участок соударения оставался блестящим и был окружен участками с черным налетом, содержащим частицы металлической меди.

В этом случае образуется локальный элемент, где частицы меди, выделившиеся из охлаждающей жидкости, образуют катодный участок вокруг участка соударения, играющего роль анода.

Повреждение алюминиевых поверхностей, вызванное ударами дождевых капель, имеющих высокую скорость при порывистом ветре, изучено при осмотре военных самолетов [137, 138]. При скоростях от 90



Рис. 7.13. Коррозионно-эрозионное разрушение трубки автомобильного радиатора из сплава 6951 [135]

до 148 м/с (от 322 до 530 км/ч) поражения происходили либо посредством вязкого разрушения мелких частиц составляющих, либо вырывом целых зерен по типу межкристаллитного разрушения. Поверхности обшивки самолета, подверженные опасным повреждениям под действием дождевых потоков, покрывают специальными защитными покрытиями.

Эрозионная коррозия. Когда скорость потока жидкости, движущейся над поверхностью алюминия, выше определенной величины, на поверхности могут образовываться канавки, что, по-видимому, является результатом механического и химического воздействия. Это не происходит при скоростях потока менее 3 м/с.

Геринг [139] исследовал влияние высокоскоростного потока морской воды на поведение алюминия, используя метод замера поляризационного сопротивления для оценки уноса металла и потери массы. Типичные данные для сплава 5456 показывают, что при скоростях потока от 3 до 10 м/с величина уноса постоянна и совпадает с расчетной, однако при более высоких скоростях быстро возрастает. Потери массы были на порядок больше расчетных значений, полученных по результатам замеров поляризационного сопротивления, что свидетельствует о механическом воздействии потока и подтверждает данные работы [135] для случая слабоингибированного охладителя в системе автомобильного двигателя.

Явления, рассмотренные в предыдущих разделах, свидетельствуют о том, что коррозионные поражения всех трех видов сходны между собой и могут происходить одновременно. Они имеют общий механизм — повреждение поверхностной оксидной пленки путем механического воздействия с последующей локализованной коррозией. Потеря массы за счет коррозии может сопровождаться снижением либо механических, либо усталостных свойств, либо эрозией.

Отрицательное действие кавитации, соударения с направленными потоками и эрозионной коррозии может быть сведено к минимуму различными способами. Кавитация в автомобильных водяных помпах может быть минимальной при достаточной концентрации ингибитора в охладителе. Величина налетов в алюминиевых радиаторах, вызывающих образование сквозных коррозионно-эрозионных поражений, может быть уменьшена путем совершенствования конструкции радиатора и использования соответствующего ингибитора. Например, трубы круглого сечения не подвержены образованию налетов. Алюминиевые обшивки корпусов высокоскоростных судов необходимо применять с катодной защитой. Системы наложенной защиты, позволяющие избежать перезащиты, разработаны военно-морскими силами США [140, 141] и др.

Фреттинг-коррозия — это процесс износа, при котором на плотно контактирующих алюминиевых поверхностях под влиянием давления в месте контакта образуются небольшие потертости при относительном перемещении поверхностей при вибрации. Фреттинг может происходить даже при полном отсутствии инородных частиц или песка. Участки потертости имеют одинаковые очертания на контактирующих поверх-

ностях. Эти пятна сходны с неглубокими питтингами, в которых содержится черный порошок в виде вкраплений в поверхность. Черный порошок представляет собой мелкораздробленный оксид алюминия (например, корунд), который образуется только при очень высоких температурах [142] при сухом окислении в процессе трения.

Фреттинг-коррозия часто наблюдается при транспортировке упакованных листов или круглых листовых заготовок, и иногда ее называют дефектом транспортировки. Наблюдается она также на поверхности плотноупакованных труб после транспортировки. Чувствительность к фреттинг-коррозии возрастает с увеличением чистоты поверхности. Объем поражений можно уменьшить, применяя плотную упаковку, предотвращающую относительное перемещение деталей в пачке. Предпочтительно использование смазки и бумажных прокладок между слоями в упаковке. Анодирование алюминия значительно уменьшает опасность фреттинг-коррозии.

Фреттинг-коррозия возникает на трубах теплообменников в местах крепления и в болтовых или заклепочных соединениях конструкций рам грузовых автомобилей. Процесс развивается быстрее при контакте алюминия с алюминием, чем алюминия с другим металлом. Например, для предотвращения или уменьшения вибрации теплообменников можно сместить места крепления экранов, увеличить рабочее сечение теплообменника или толщину экрана, изогнуть трубу или подвесить ее на пружине. В заклепочных соединениях внахлестку следует обращать внимание на то, чтобы детали соединения не смещались относительно друг друга в эксплуатации. В соединениях со шпильками участки, опасные с точки зрения фреттинг-коррозии, необходимо выносить из зоны максимальных напряжений. Пораженные участки снижают усталостные свойства деталей.

Испытания на фреттинг-коррозию могут быть проведены на установке усталостного типа, оборудованной приспособлением для воспроизведения условий фреттинга. Ценная монография по этому вопросу опубликована Уотерхаузом [143].

7.3. ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА КОРРОЗИЮ

От микроструктуры алюминиевого полуфабриката зависит, будет ли происходить местная коррозия, обусловленная металлургическими факторами (а не влиянием среды). На микроструктуру влияют состав сплава, технология его изготовления, а также последующие механическая и термическая обработки, используемые для получения готовой детали. В следующих разделах выделены наиболее важные металлургические факторы, которые оказывают влияние на микроструктуру и склонность к местной коррозии.

Фазовый состав сплава. Состав избыточных фаз, их размер, количество, распределение, протяженность и потенциал по отношению к твердому раствору — важные особенности микроструктуры, влияющие на коррозионное поведение металла.

Железо и кремний обычно присутствуют в качестве примесей в алюминиевых сплавах. Они образуют избыточные фазы литейного происхождения ($FeAl_3$, $\alpha-AlMnSi$, Si и др.), катодные по отношению к алюминию. Если эти фазы находятся в поверхностном слое, то оксидная пленка, формирующаяся над ними, тонка или отсутствует совсем. Локальные элементы, образуемые этими выделениями, способствуют возникновению питтинговых поражений в среде, являющейся электролитом. Хорошее сопротивление местной коррозии у алюминия высокой степени чистоты (марка 1095) объясняется малым количеством таких выделений и их небольшим размером [144, 145]. Влияние легирующих элементов на коррозионную стойкость промышленных сплавов различно и зависит от того, находятся они в твердом растворе или присутствуют в виде вторичных фаз, распределенных в твердом растворе или по границам зерен.

Медь снижает коррозионную стойкость алюминия в гораздо большей степени, чем любой другой легирующий элемент. Влияние меди сильно зависит от ее содержания в сплаве, формы и распределения в микроструктуре. Находясь в твердом растворе, медь сдвигает коррозионный электродный потенциал алюминия в положительную сторону, при этом величина потенциала зависит от концентрации меди. Величина электродного потенциала не зависит от температуры термической обработки, если вся медь при этой температуре находится в твердом растворе. Количество меди в α -твердом растворе можно определить путем замера стандартного электродного потенциала.

Марганец образует с алюминием соединение $MnAl_6$, электродный потенциал которого почти такой же, как у алюминия. Сплавы системы $Al - Mn$ имеют высокое сопротивление коррозии, и они были первыми сплавами, использованными для изготовления кухонной посуды, химического оборудования и строительных элементов, для которых важно высокое сопротивление коррозии.

Хром, находящийся в твердом растворе, мало влияет на электродный потенциал алюминия. Хотя хром вводят в виде небольших добавок, они очень ценны, поскольку увеличивают сопротивление коррозионному растрескиванию некоторых сплавов. Сплавы системы $Al - Si$ коррозионностойки. Присутствие кремния в твердом растворе вызывает незначительные изменения электродного потенциала алюминия. Однако выделения чистого кремния катодны по отношению к алюминию.

Твердый раствор в алюминиевомагниевого сплавах более электроположителен, чем алюминий. Избыточный магний образует фазу (Mg_2Al_3), которая анодна по отношению к $Al - Mg$ твердому раствору. При определенных условиях эта фаза может выделяться в виде более или менее непрерывных прослоек по границам зерен или по плоскостям скольжения после пластической деформации. В коррозионной среде происходит разрушение анодных составляющих по электрохимическому механизму, что приводит к избирательной коррозии, которую с достаточной уверенностью можно прогнозировать путем

замера потенциалов [146] и по потере массы (стандарт ASTM — 67). При однородном распределении выделений по зерну, которое обеспечивается контролем металлургического производства полуфабрикатов, уменьшается скорость избирательной коррозии по границам зерен и плоскостям скольжения. В результате сплавы в таком состоянии имеют такую же коррозионную стойкость, как алюминий промышленной чистоты, а в соленой воде и в некоторых щелочных растворах (карбонатов натрия и аминов) — даже более высокую.

Добавки магния к алюминию приводят к тому, что потенциал твердого раствора становится более электроположительным; при добавке кремния он становится более электроотрицательным. Потенциал сплава, легированного магнием и кремнием в соотношении, соответствующем образованию соединения Mg_2Si , такой же, как и алюминия. Присутствие цинка в твердом растворе делает электродный потенциал алюминия более электроположительным. Поэтому алюминиевоцинковые сплавы широко используются для плакировки алюминиевых сплавов и в качестве катодной защиты стальных корпусов кораблей, балластных резервуаров и береговых нефтехранилищ.

Никель образует с алюминием соединение $(NiAl_3)$, являющееся эффективным катодом, что отрицательно сказывается на коррозионной стойкости алюминиевых сплавов. Никель вводится главным образом для повышения жаропрочности и твердости при повышенных температурах. В таких случаях эксплуатации (например, поршни) коррозионная стойкость не является определяющим фактором.

Хотя титан образует с алюминием также катодное соединение $TiAl_3$, это не ухудшает коррозионную стойкость, поскольку титан вводится в алюминиевые сплавы в небольших количествах. Олово, висмут и свинец не образуют с алюминием интерметаллических соединений, но сами катодны по отношению к алюминию. Висмут и свинец вводят для улучшения обрабатываемости резанием в сплавы типа $Al - Cu$ и $Al - Mg_2Si$. Олово — важный элемент в подшипниковых алюминиевых сплавах; эти сплавы имеют высокое сопротивление воздействию продуктов износа или смазок.

Размер зерна и кристаллографическая ориентировка. Различия в зеренной структуре, например разница в размере зерна или ориентировке, незначительно влияют на коррозионную стойкость алюминия. Исключение составляют относительно толстые сечения, для которых ориентировка зерна является определяющим фактором в отношении сопротивления коррозионному растрескиванию. Однако эксперименты на монокристаллах показывают, что различие в потенциалах вдоль плоскости самой разной ориентации очень мало.

В полуфабрикатах некоторых видов, например в прессованных полуфабрикатах и штамповках из высокопрочных алюминиевых сплавов, разница потенциалов может наблюдаться между рекристаллизованными и нерекристаллизованными участками макроструктуры. Крупные рекристаллизованные зерна в поверхностных слоях этих полуфабрикатов, образующие крупнокристаллический ободок, являются слабыми като-

дами (5–20 мВ) по отношению к остальным участкам, имеющим нерекристаллизованную фрагментированную (субзеренную) структуру. Поэтому, очевидно, предпочтительная коррозия более анодных слоев может происходить на механически обработанных поверхностях и кромках деталей.

Склонность к коррозионному растрескиванию полуфабрикатов из алюминиевых деформируемых сплавов с сильновыраженной направленностью структуры (текстурой деформации) зависит от ориентировки приложенного напряжения [147]. Разница в коррозионном поведении в зависимости от направления особенно заметна в состояниях, наиболее чувствительных к коррозионному растрескиванию, и значительно меньше в состояниях с равномерным распадом [146, 148, 149]. Полуфабрикаты с ярко выраженной текстурой могут быть склонны к расслаивающей коррозии.

Металлургические факторы и термическая обработка. Технология металлургического производства алюминиевых сплавов может оказывать влияние на коррозионную стойкость. Режимы термической обработки и степень холодной деформации определяют количество и характер распределения выделений, а также величину остаточных напряжений; от этих факторов в значительной мере зависят тип и скорость коррозии.

Разница в режимах термической обработки (нагрев под закалку, охлаждение и старение) может сильно сказываться на сопротивлении алюминиевых сплавов локализованной коррозии, особенно у высокопрочных сплавов. Если один участок поверхности металла термически обработан по режиму, отличающемуся от обработки остальной части изделия, то между ними может возникнуть разность потенциалов, что отразится на коррозионном поведении. Например, при сварке плавлением не только образуется участок металла с литой структурой, но и происходят изменения металлургических и механических свойств основного металла в зоне термического влияния. При термической обработке в изделии могут возникнуть остаточные напряжения. У некоторых сплавов и при определенных состояниях эти напряжения могут вызывать склонность к коррозионному растрескиванию [150]. Во избежание этого в производственной практике большинство полуфабрикатов из высокопрочных сплавов подвергают правке.

Влияние холодной деформации. Холодная деформация может влиять на распределение выделений, а в некоторых сплавах также на величину остаточных напряжений. Поэтому тип и скорость местной коррозии в сплаве могут сильно зависеть от степени холодной деформации. Остаточные напряжения, вносимые холодной деформацией, могут вызвать склонность к коррозионному растрескиванию у некоторых сплавов (рис. 7.14). В другом случае сопротивление коррозионному растрескиванию алюминиевых сплавов системы Al – Mg (5XXX) существенно меняется под влиянием холодной деформации, определяющей микроструктуру и продолжительность естественного старения. Заклепки из сплавов этой системы должны изготавливаться из сплавов с содержа-

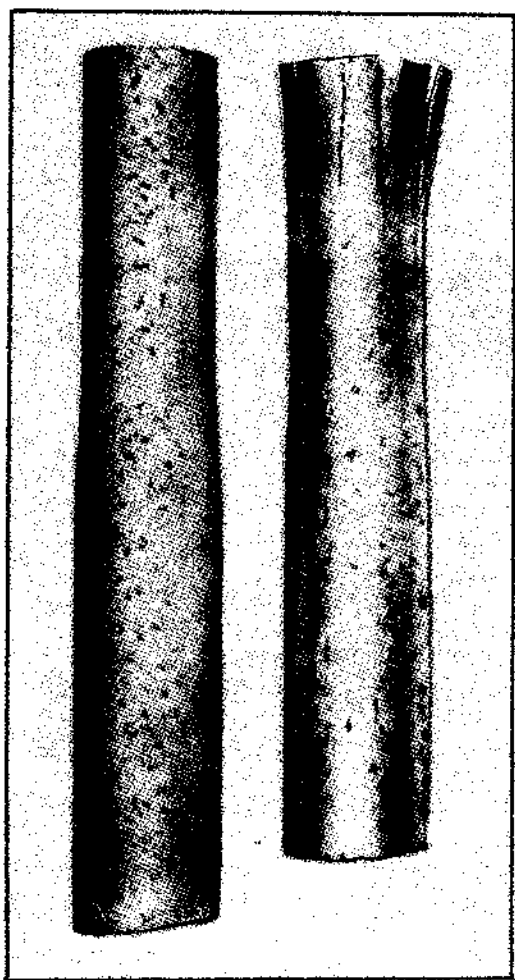


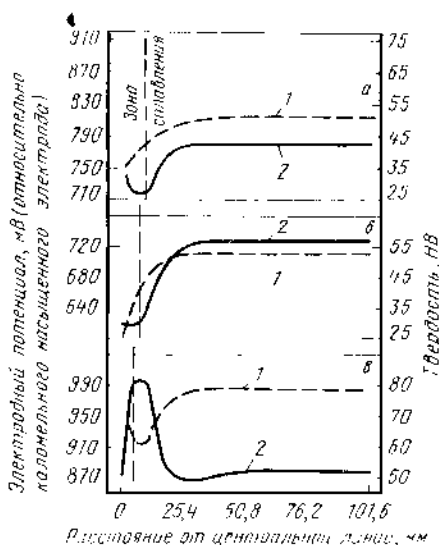
Рис. 7.14. Влияние холодной деформации на сопротивление различных сплавов коррозионному растрескиванию под напряжением. Обе тянутые трубы были обжаты в холодную и подвергнуты коррозионным испытаниям при периодическом опрыскивании 3,5 %-ным раствором NaCl в течение трех месяцев при комнатной температуре. Видно коррозионное растрескивание под напряжением трубы из сплава 7075-T6; на сплаве 2024-T81 оно отсутствует (*Alcoa Laboratories and American Society for Metals*)

нием не более 3 % Mg, поскольку высокая степень холодной деформации при высадке головок вызывает склонность к коррозионному растрескиванию [150–152].

Влияние технологических операций на изготовление деталей. Технологические операции, при которых в металле образуются надрывы, царапины или грубо обработанные кромки, могут привести к снижению коррозионной стойкости, если эти повреждения занимают большую площадь на поверхности детали. Поскольку на острых кромках деталей труднее образовать сплошную защитную пленку, эти участки в большей мере подвержены локализованной коррозии. Однако гораздо большая опасность связана с такими операциями, как резка ножницами, вырубка, гибка, поскольку в этих случаях имеется возможность для возникновения высоких остаточных напряжений, что ускоряет процесс коррозии, особенно коррозионное растрескивание высокопрочных сплавов. Эти потенциальные проблемы следует обязательно учитывать

Рис. 7.15. Влияние тепловложения при сварке постоянным током прямой полярности на микроструктуру, твердость и электродный потенциал сварных соединений сплавов 5456-N321 (а), 2219-T87 (б) и 7039-T651 (в):

1 — твердость; 2 — электродный потенциал; а — трехпроходная сварка плавящимся электродом (проволока сплава 5556); б — двухпроходная сварка вольфрамовым электродом с присадкой сплава 2319; в — двухпроходная сварка плавящимся электродом (проволока сплава 5183)



при выборе любой технологической операции. Во многих случаях опасности возникновения коррозии удастся избежать, либо видоизменяя технологию обработки, либо используя определенный сплав и режимы термической обработки, предназначенные именно для данного случая применения [152].

Коррозия алюминиевых соединений. Соединения, в которых не используется нагрев (болтовые, винтовые, резьбовые, заклепочные, пресовые и клеевые соединения), не влияют на коррозионную стойкость, хотя возможна щелевая коррозия в соединении. В случае соединения деталей из сплавов, чувствительных к коррозионному растрескиванию,

следует избегать несоосности, так как это может привести к возникновению напряжений при сборке. При других способах соединения (сварка, пайка) может изменяться сопротивление коррозии. При пайке (и твердым, и мягким припоем) значительно изменяется состав материала в месте соединения и снижается коррозионная стойкость.

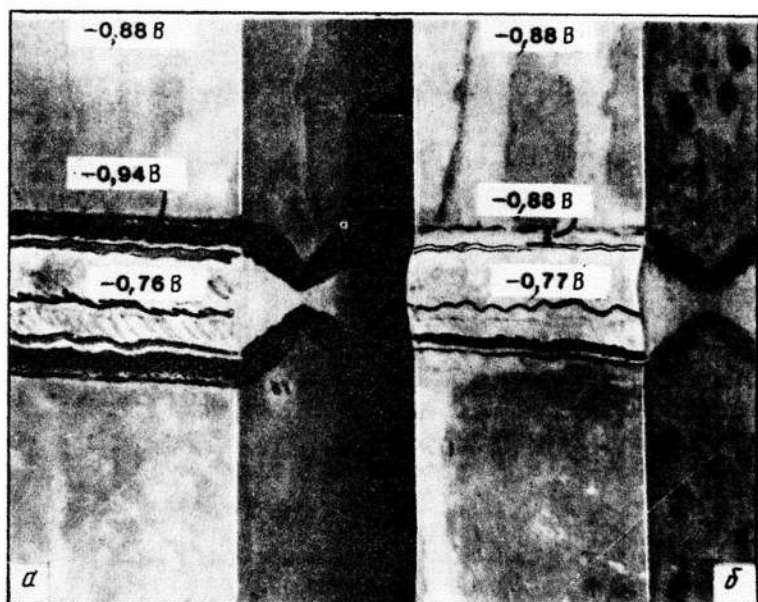


Рис. 7.16. Сварные соединения сплава 7005 (присадочная проволока сплава 5356) после испытаний в морской воде в течение 1 года в состояниях без термообработки после сварки (а) и состаренном после сварки (б). В первом случае видна сильная локализованная коррозия по зоне термического влияния, во втором случае она отсутствует. Значения электродных потенциалов в различных участках соединения показаны цифрами на обоих снимках. Величину электродных потенциалов определяли в водном растворе 53 г/л NaCl + 3 г/л H_2O_2 при 25 °С относительно 0,1-н. каломельного электрода и пересчитывали относительно каломельного насыщенного электрода

Сварка плавлением. В сварном соединении, выполненном сваркой плавлением, существует разница в микроструктуре по сечению. Центральная зона представляет собой литую структуру. По обе стороны от этой зоны располагается зона термического влияния, ширина которой зависит от толщины материала, скорости сварки и величины тепловоголожения. Для уменьшения окисления в процессе сварки предпочтительно применение аргоно-дуговой сварки (неплавящимся электродом

или с присадкой). Присадочная проволока может быть того же состава, что и основной материал, но можно применять и специально подобранный сплав.

Разница в микроструктуре и величине электродных потенциалов по сечению сварного соединения для сплавов 5456, 2219 и 7039 показана на рис. 7.15. Эта разница при определенных обстоятельствах и в некоторых средах может привести к местной коррозии, что подтверждается коррозией в зоне термического влияния сварного соединения сплава 7005 (рис. 7.16). Обычно сварка с меньшим тепловложением в меньшей степени влияет на микроструктуру и снижает вероятность ухудшения коррозионной стойкости сварного соединения [153].

В некоторых состояниях, полученных в результате термической обработки, сплавы более пригодны для сварки, чем в других. Кроме того, ряд присадочных материалов лучше других с точки зрения свариваемости и сопротивления местной коррозии. В табл. 7.3–7.5 приведены марки стандартных присадочных материалов, рекомендуемых для получения оптимальных свойств, включая коррозионную стойкость. Табл. 7.3 и 7.4 следует использовать одновременно, а табл. 7.5 можно пользоваться отдельно. Для некоторых сплавов (в частности, термически упрочняемых сплавов серии 7XXX) в целях достижения максимальной коррозионной стойкости иногда применяют термическую обработку после сварки (см. рис. 7.16) [154, 155].

Если имеет место местная коррозия, то предпочтительными очагами коррозионных поражений могут быть либо зона шва, либо зона термического влияния в зависимости от микроструктуры и электродных потенциалов выделений в этих зонах и потенциала твердого раствора. В сварных соединениях также возникают остаточные напряжения, связанные с локальным нагревом и охлаждением в зоне сварки в условиях стеснения основным металлом. Однако коррозионное растрескивание сварных соединений по этой причине — редкое явление, и его можно избежать при правильном проектировании сварной конструкции.

Точечная сварка применяется в самолетостроении и других областях [154], недавно ее стали использовать в автомобильной промышленности [156]. Обычно точечные сварные соединения алюминия имеют высокую коррозионную стойкость, но в случае высокопрочных сплавов серий 2XXX и 7XXX в коррозионной среде может возникнуть избирательная коррозия сварных точек вследствие структурных изменений в процессе сварки. При использовании указанных сплавов в коррозионноактивных средах должна быть предусмотрена защита.

В сварных соединениях, выполненных точечной сваркой, возможна щелевая коррозия. Единственным решением этой проблемы является сварка по клею [157–159]; в этом случае клеевое соединение сочетается с точечной сваркой. Обычно соединяемые детали вначале склеивают, при этом клей заполняет щели, а затем производят точечную сварку.

Таблица 7.3. Схема для выбо

Основной материал	Присадочная про-волока	1060, 1350	1100	2014, 2036	2219
		WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM
319.0,333.0	2319			В А А А А А	В А А А А А
354.0,355.0	4043	В А А А А А	В А А А А А	С С В С А А	С С В С А А
С355.0,380.0	4145	А А В А А А	А А В А А А	А В С В А А	А В С В А А
413.0,443.0	4043	А А А А А А	А А А А А А	В В А А А А	В В А А А А
444.0,356.0	4145	А А В В А	А А В В А	А А В А А	А А В В А А
А356.0,А357.0	4145				
359.0	5356				
7005,7021,	4043	А А С А А	А А С А А	В В А А А	В В А А А
7039, 7046,	4145			А В А А	А А В А А
7146, 710.0	5183	В А В А А	В А В А А		
711.0	5356	В А А А А	В А А А А		
	5554				
	5556	В А В А А	В А В А А		
	5654				
6061	4043	А А С А А	А А С А А	В В А А А	В В А А А
6070	4145	А А Д В А	А А Д В А	А А В А А	А А В А А
	5183	В А В А	В А В А		
	5356	В А А А	В А А А		
	5554				
	5556	В А В А	В А В А		
	5654				
6005	4043	А А С А А	А А С А А	В В А А А	В В А А А
6063	4145	А А Д В А	А А Д В А	А А В А А	А А В А А
6101	5183	В А В А	В А В А		
6151	5356	В А А А	В А А А		
6201	5554				
6351	5556	В А В А	В А В А		
6951	5654				
5454	4043	А В С С А	А В С С А		А А А А А
	5183	В А В В А	В А В В А		
	5356	В А А В А	В А А В А		
	5554	С А А А А А	С А А А А А		
	5556	В А В В А	В А В В А		
	5654				
514.0	4043	А В С С	А В С С		А А А А
513.0	5183	В А В В А	В А В В А		
512.0	5356	В А А В А	В А А В А		
511.0	5554	С А А А А	С А А А А		
5154	5556	В А В В А	В А В В А		
5154	5654	С А А А В	С А А А В		
5086	4043	А В С В	А В С В		А А А А
5356	5183	А А В А А	А А В А А		
	5356	А А А А А	А А А А А		
	5554				
	5556	А А В А А	А А В А А		
	5654				

ра присадочного материала

3003, Alclad 3003	3004	Alclad 3004	5005, 5050	5052, 5652	
W S D C T M	W S D C T M	W S D C T M	W S D C T M	W S D C T M	
B B A A A A	B B A A A A	B B A A A A	B B A A A A	A A A A A A	2319
A A B A A A	A A B A A A	A A B A A A	A A B A A A		4043
					4145
A A A A A A	A A A A A A	A A A A A A	A A A A A A	A B A A A A	4043
A A B B A					4145
				B A B B A	5356
A B C A A	A D C B A	A D C B A	A B C B A	B D C B A	4043
					4145
B A B A A	B A B A A	B A B A A	B A B A A	A A B A A	5183
B A A A A	B B A A A	B B A A A	B A A A A	A B A A A	5356
	C C A A A A	C C A A A A	C A A A A A	B C A A A A	5554
B A B A A	B A B A A	B A B A A	B A B A A	A A B A A	5556
	C C A A B	C C A A B	C A A A A	B C A A A	5654
A B C A A	A D C A A	A D C A A	A B C A A	A D C A A	4043
A A D B A	B C D B A	B C D B A	A B D B A		4145
B A B A	B A B A	B A B A	B A B A	B A B C B	5183
B A A A	B B A A	B B A A	B A A A	B B A C A	5356
				C C A B A B	5554
B A B A	B A B A	B A B A	B A B A	B A B C B	5556
				C C A B A	5654
A B C A A	A D C A A	A D C A A	A B C A A	A D C A A	4043
A A D B A	B C D B A	B C D B A	A B D B A		4145
B A B A	B A B A	B A B A	B A B A	B A B C B	5183
B A A A	B B A A	B B A A	B A A A	B B A C A	5356
				C C A B A B	5554
B A B A	B A B A	B A B A	B A B A	B A B C B	5556
				C C A B A	5654
A B C C A	A D C C A	A D C C A	A B C C A	A D C C A	4043
B A B B A	B A B B A	B A B B A	B A B B A	A A A B B	5183
B A A B A	B B A B A	B B A B A	B A A B A	A B A B A	5356
C A A A A A	C C A A A A	C C A A A A	C A A A A A	C C A A A A	5554
B A B B A	B A B B A	B A B B A	B A B B A	A A B B A	5556
				B C A B B	5654
A B C C	A D C C	A D C C	A B C C	A D C C	4043
B A B B A	B A B B A	B A B B A	B A B B A	A A B B B	5183
B A A B A	B B A B A	B B A B A	B A A B A	A B A B A	5356
C A A A A	C C A A A	C C A A A	C A A A A	C C A A B	5554
B A B B A	B A B B A	B A B B A	B A B B A	A A B B B	5556
C A A A B	C C A A B	C C A A B	C A A A B	B C A A B	5654
A B C B	A C C B	A C C B	A B C B		4043
A A B A A	A A B A A	A A B A A	A A B A A	A A B A A	5183
A A A A A	A B A A A	A B A A A	A A A A A	A B A A A	5356
				C C A A A	5554
A A B A A	A A B A A	A A B A A	A A B A A	A A B A A	5556
				B C A A B	5654

Примечания: 1. Правила пользования таблицами для выбора присадочного материала:

1. Найдите основные сплавы, которые будут свариваться: один – в колонке слева, второй – в верхней ряду таблицы. Затем от марки основного сплава в левой колонке проведите горизонталь до блока, находящегося непосредственно под маркой второго сплава (либо проведите вертикаль от марки сплава в верхнем ряду до встречи с горизонталью, на которой находится второй сплав в левой колонке таблицы).

2. Горизонталь в найденном блоке состоит из букв (от А до D), в конце этой горизонтали (во второй колонке слева и в крайней с правой стороны таблицы) обозначена марка рекомендуемой присадочной проволоки.

Буквам от А до D в каждом блоке соответствуют условные обозначения (W S, D, C, T и M) в головке таблицы.

Путем подбора присадочной проволоки в каждом блоке можно получить различные свойства сварных соединений. Проверьте все возможные варианты до тех пор, пока не найдете наиболее подходящую проволоку.

Т а б л и ц а 7.4. Схема для выбора

Основной материал	Присадочная проволока	5083, 5456				5086, 5356				514.0, A514.0, B514.0, 514.0, 5154, 5254				5454								
		W	S	D	C	T	M	W	S	D	C	T	M		W	S	D	C	T	M		
319.0, 333.0	2319																					
354.0, 355.0	4043	A	A	A	A	A	A	A	A	A	A	A	A	A	A	A	A	A	A	A	A	A
C355.0, 380.0	4145																					
413.0, 443.0	4043	A	B	B	A	A	A	B	B	A	A	B	B	A	A	B	B	A	A	A	A	A
444.0, 356.0																						
A356.0, A357.0	4145																					
359.0	5356	A	A	A	A	A	A	A	A	A	A	A	B	A	A	A	A	B	A			
7005, 7021,	4043																					
7039, 7046,	4145																					
7146, 710.0,	5183	A	A	B	A	A	A	B	A	A	A	B	A	A	A	B	A	A	A	A	A	A
711.0	5356	A	B	A	A	A	A	B	A	A	A	B	A	A	A	B	A	A	A	A	A	A
	5554																					
	5556	A	A	B	A	A	A	B	A	A	A	B	A	A	A	B	A	A	A	A	A	A
	5654																					
6061	4043	A	D	C	A	A	D	C	A	A	D	C	A	A	D	C	B	A				
6070	4145																					
	5183	A	A	B	A	A	A	B	A	A	B	A	B	C	B	B	B	A	B	C	A	A
	5356	A	B	A	A	A	B	A	A	A	B	B	A	C	A	B	B	A	C	A	A	A
	5554	B	C	A	A	B	C	A	A	A	C	C	A	B	B	C	C	A	A	A	A	A
	5556	A	A	B	A	A	A	B	A	A	B	A	B	C	B	B	B	A	B	C	A	A
	5654	B	C	A	A	B	C	A	A	B	C	C	A	B	A	C	C	A	B	B		

Условные обозначения для оценки присадочной проволоки:

- W – хорошая свариваемость (трещинообразование отсутствует);
 S – обеспечивается достаточная прочность сварного соединения в состоянии после сварки (без термической обработки). Имеется в виду минимальная прочность стыкового соединения, указываемая в технической документации;
 D – обеспечивает достаточную пластичность сварного соединения (при испытании на угол загиба);
 C – коррозионная стойкость при постоянном или переменном погружении в пресную или соленую воду;
 T – рекомендуется для длительной работы при температурах выше 66 °С;
 M – совпадение цвета шва и основного материала после анодирования.

3. Буквенные обозначения в горизонтальных рядах в каждом блоке от А до D соответствуют относительной оценке каждого качества в порядке уменьшения. Если на горизонтали данного блока отсутствуют условные обозначения, это означает, что такие сочетания не рекомендуются. Приведенные в таблице оценки сплавов не относятся к свойствам сварных соединений, подвергнутых после сварки термической обработке.

присадочного материала

6005, 6063, 6101, 6151, 6201, 6351, 6951	6061, 6070	7075, 7021, 7039, 7046, 7146, 710.0, 711.0	413.0, 443.0, 444.0, 356.0, A356.0, A357.0, 359.0	319.0, 333.0, 354.0, 355.0, C355.0, 380.0
WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM
ВВАААА	ВВАААА	ВВАААА	ВВАААА	ВААААА 2319
ААВВАА	ААВВАА	ААВВАА	ААВВАА	4043
АВВААА	АВВААА	АВВААА	АВВААА	АВВВАА 4145
ААВВА	ААВВА	ААВВА	ААВВА	4043
		АААА В		4145
АДСВА	АДСВА	ВДСВА	4043	
ААВА А	ААВА А	ААВА А	4145	
АВАА А	АВАА А	АВАААА	5183	
ВСАААА	ВСАААА	ВСАА А	5356	
ААВА А	ААВА А	ААВА А	5554	
ВСАА А	ВСАА А	ВСАА А	5556	
АСВАА	АСВАА	4043	5654	
		4145		
ВААС А	ВААС В	5183		
ВААС А	ВВАС А	5356		
СВАВВА	СВАВВВ	5554		
ВААС А	ВААС В	5556		
СВАВ В	СВАВ В	5654		

Основной материал	Присадочная проволока	5083, 5456		5086, 5356		514.0, A514.0 B514.0, 514.0, 5154, 5254		5454	
		WS	DCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM
6005	4043	A B C A		A B C A		A B C A		A B C B A	
6063	4145								
6101	5183	A A B A	A	A A B A	A	B A B C	A	B A B C	A
6151	5356	A A A A	A	A A A A	A	B A A C	A	B A A C	A
6201	5554	B A A A	A	B A A A	A	C A A B	A	C A A A A A	
6351	5556	A A B A	A	A A B A	A	B A B C	A	B A B C	A
6951	5654	B A A A	B	B A A A	B	C A A B	B	C A A B	B
5454	4043								
	5183	A A B B	A	A A B B	A	A A B B	A	A A B B	A
	5356	A B A B	A	A B A B	A	A B A B	A	A B A B	A
	5554	B C A A	A	B C A A	A	B C A A	A	B C A A A A	
	5556	A A B B	A	A A B B	A	A A B B	A	A A B B	A
	5654					B C A B	B	B C A B	B
514.0	4043								4043
513.0	5183	A A B A	A	A A B A	A	A A B B	B		5183
512.0	5356	A B A A	A	A B A A	A	A B A B	A		5356
511.0	5554	B C A A	A	B C A A	A	B C A A	B		5554
5154	5556	A A B A	A	A A B A	A	A A B B	B		5556
5154	5654	B C A A	B	B C A A	B	B C A A	A		5654
5086	4043								4043
5356	5183	A A B A	A	A A B A	A				5183
	5356	A B A A	A	A B A A	A				5356
	5554								5554
	5556	A A B A		A A B A	A				5556
	5654								5654

Т а б л и ц а 7.5. Схема для выбора

Основной материал	Присадочная проволока	1060, 1350		1100		2014, 2036		2219	
		WS	DCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM
5083	4083	A B C B		A B C B					A A A A
5456	5183	A A B A	A	A A B A	A				
	5356	A A A A	A	A A A A	A				
	5554								
	5556	A A B A	A	A A B A	A				
	5654								

6005, 6063, 6101, 6151, 6201, 6351, 6951	6061, 6070	7075, 7021, 7039, 7046, 7146, 710.0, 711.0	413.0, 443.0, 444.0, 356.0, A356.0, A357.0, 359.0	319.0, 333.0, 354.0, 355.0, C355.0, 380.0
---	------------	---	--	---

WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM
--------	--------	--------	--------	--------

ACBAA	4043
	4145
BAACA A	5183
BAACA A	5356
CBABBA	5554
BAACA A	5556
CBAB B	5654

присадочного материала

3003, Alclad 3003	3004	Alclad 3004	5005, 5050	5052, 5652	5083, 5456
----------------------	------	-------------	------------	------------	------------

WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM
ABCB	ACCB	ACCB	ABCB		4043
AABA A	AABA A	AABA A	AABA A	AABA A	AABA A
AAAA A	ABAA A	ABAA A	AAAA A	ABAA A	AA A
				CCAA A	5554
AABA A	AABA A	AABA A	AABA A	AABA A	AABA A
				BCCA B	5654

Основной материал	Присадочная про-волока	1060, 1350	1100	2014, 2036	2219
		WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM
5052	4083	ABC AA	ABC AA	AAAAA	AAAAA
5652	5183	BAB A	BAB A		
	5356	BAA A	BAA A		
	5554				
	5556	BAB A	BAB A		
	5654				
5005	1100	CBAAAA	CBAAAA		
5050	4043	AACAA	AACAA	BBAAA	BBAAA
	4145	BADBA	BADBA	AABAA	AABAA
	5183	CAB B	CAB B		
	5356	CAB B	CAB B		
	5556	CAB B	CAB B		
Alclad 3004	1100	DBAAAA	DBAAAA		
3004	4043	AACAA	AACAA	BBAAA	BBAAA
	4145	BADBA	BADBA	AADAA	AABAA
	5183	CABC B	CABC B		
	5356	CABC B	CABC B		
	5554				
	5556	CABC B	CABC B		
3004	1100	DBAAAA	DBAAAA		
3004	4043	AACAA	AACAA	BBAAA	BBAAA
	4145	BADBA	BADBA	AABAA	AABAA
	5183	CAB B	CAB B		
	5356	CAB B	CAB B		
	5554				
	5556	CAB B	CAB B		
3003	1100	BBAAAA	BBAAAA		
Alclad 3003	4043	AABAA	AABAA	BAAAA	BAAAA
3003	4145	AACBA	AACBA	AABAA	AABAA
2219	2319			BAAAAA	AAAAAA
2219	4043	BAAAA	BAAAA	BCBCA	BCBCA
	4145	AABAA	AABAA	ABCBA	ABCBA
2014	2319			CAAAAA	2319
2036	4043	BAAAA	BAAAA	BCBCA	4043
	4145	AABAA	AABAA	ABCBA	4145
1100	1100	BBAAAA	BBAAA	1100	
1100	4043	AABAA	AABAA	4043	
	5356			5356	
1060	1100	BBAAAB	1100		
1350	1060	CCAAAA	1060		
	4043	AABAA	4043		

3003, Alclad 3003	3004	Alclad 3004	5005, 5050	5052, 5652	5083, 5456
WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM	WSDCTM
ABCAA	ABCAA	ACCAA	ABCAA	ADCBA	4043
BAB A	BAB A	BAB A	BAB A	AABC B	5183
BAA A	BAA A	BBA A	BAA A	ABAC A	5356
				CCAAAB	5554
BAB A	BAB A	BAB A	BAB A	AABC B	5556
				BCAB A	5654
CCAAAA			BAAAA		1100
ABCAA	ABCAA	ABCAA	ABDAA		4043
BBDBA					4145
CABC B	BAB A	BABB A	BAC B		5183
CABC B	BAA A	BAAB A	BAB B		5356
CABC B	BAB A	BABB A	BAC B		5556
CCAAAA			1100		
ABCAA	ADDAA	ADDAA	4043		
BBDBA			4145		
CABC A	BACC A	BACC A	5183		
CABC A	BBBC A	BBBC A	5356		
	CCABAA	CCABAA	5554		
CABC A	BACC A	BACC A	5556		
CCAAAA		1100			
ABCAA	ABDAA	4043			
BBDBA		4145			
C BC A	BACC A	5183			
CABC A	BBBC A	5356			
	CCABAA	5554			
C BC A	BACC A	5556			
BBAAAA	1100				
AABAA	4043				
AACBA	4145				
2319					
4043					
4145					

Недавно разработан способ точечной сварки алюминия с разнородными металлами посредством использования промежуточного соединения. Для этого алюминий вначале приваривают точками к совместимому с ним металлу, который затем соединяют с разнородным металлом. Такая технология повышает сопротивление гальванокоррозии благодаря уменьшению контактов разнородных металлов [160, 161].

Пайка твердым припоем. Пайку алюминия твердым припоем широко применяют в теплообменниках. Существует два типа этой пайки: в одном случае применяют флюс, в другом пайку ведут без флюса

Т а б л и ц а 7.6. Свойства некоторых припоев для пайки алюминия (по данным Alcoa Laboratories)

Состав припоя	Интервал температур плавления, °С	Смачиваемость алюминия	Флюсы	Сопротивление коррозии
Низкотемпературные припой				
91 % Sn — 9 % Zn	205	Удовлетворительная	Органические и соли	Удовлетворительное
50 % Sn — 50 Pb	180—220	Плохая	То же	Низкое
34 % Sn — 63 % Pb — 3 % Zn	170—255	"	"	"
Среднетемпературные припой				
70 % Sn — 30 % Zn	200—310	Хорошая	Соли	Удовлетворительное
40 % Cd — 60 % Zn	265—335	Отличная	"	Высокое
30 % Sn — 70 % Zn	200—380	"	"	"
10 % Cd — 90 % Zn	265—400	"	"	"
Высокотемпературные припой				
5 % Al — 95 % Zn	380	Отличная	Соли	Очень высокое
100 % Zn	420	Хорошая	"	То же

[162, 163]. Многие флюсы коррозионноактивны и их следует полностью удалять после соединения, иначе возможна активная коррозия [164]. С этой целью разработана технология очистки паяных соединений [165, 166]. Недавно созданы также не вызывающие коррозию флюсы, которые необязательно удалять после пайки [167, 168].

Соединения, полученные вакуумной пайкой твердым припоем, обладают более высокой коррозионной стойкостью по сравнению с соединениями, полученными пайкой под флюсом, поскольку всегда есть вероятность неполного удаления флюса [169]. Вакуумная пайка недавно внедрена в автомобильной промышленности.

Пайка мягким припоем. Процесс пайки алюминия применяется на протяжении многих лет без каких-либо осложнений. Здесь существенны подготовка поверхности, используемые флюсы и конструкция соединения [157–161]. При пайке алюминия используют припой трех типов:

- 1) низкотемпературные оловянно-свинцовые;
- 2) среднетемпературные цинк-кадмиевые или цинк-оловянные;
- 3) высокотемпературные цинковые или цинк-алюминиевые [170, 171].

Характеристики некоторых припоев для алюминия приведены в табл. 7.6. Коррозионная стойкость паяных алюминиевых соединений различна в зависимости от типа припоя. Наихудшую коррозионную стойкость дают низкотемпературные оловянно-свинцовые припои, наиболее высокую – высокотемпературные цинковые [172, 173].

Коррозионное поведение паяных соединений, полученных с припоями различных типов, связано с величиной электродных потенциалов на поверхности раздела алюминий – припой, что показано на рис. 7.17 [170].

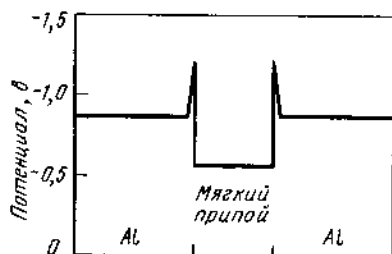


Рис. 7.17. Изменение электродных потенциалов по сечению паяного соединения алюминия с алюминием

Чтобы обеспечить максимально возможную коррозионную стойкость, необходимо удалять флюсы из соединения. Это особенно важно при использовании флюсов, содержащих хлориды и фториды [174]. Недавно разработаны флюсы, пассивные в отношении коррозии, поэтому очистка от флюсов менее необходима. Кроме того, внедрена пайка ультразвуковым методом, при котором флюс не используется вообще [175]. При этом исключается операция очистки от флюса и значительно улучшается сопротивление коррозии.

Для повышения эксплуатационных характеристик паяных алюминиевых соединений должна быть предусмотрена их защита. Соединения, в которых использованы припои первых двух типов, подлежат обязательной защите (обычно лакокрасочными покрытиями) при всех условиях эксплуатации, кроме самых безопасных. Для соединений, выполненных высокотемпературными припоями, защита необходима только в случае их применения в тяжелых условиях.

Клепка. Исторически сложилось так, что клепка — наиболее широко применяемый способ соединения алюминия с алюминием и другими металлами [176—178]. Обычно при правильном выборе сплава и состояния можно ожидать получения высокой коррозионной стойкости при соединении сплавов друг с другом, хотя для высокопрочных сплавов систем Al — Cu — Mg и Al — Zn — Mg — Cu необходима защита заклепочных соединений [179]. Для эксплуатации конструкций в средах с хорошей электрической проводимостью (например, морская вода) необходим тщательный подбор материала заклепок. Если алюминиевые заклепки невозможно использовать в этих средах, то следует рассмотреть вопрос об использовании заклепок из другого металла с защитой, например стальных оцинкованных или алюминированных. Стальные заклепки с защитой предпочтительны также при клепке алюминия с другими металлами. В любом случае основной металл в заклепке должен быть катодом по отношению к алюминию. Кроме того, во избежание гальванической коррозии должны быть предусмотрены способы защиты. Заклепочные соединения алюминиевых сплавов могут быть подвержены щелевой коррозии. В зависимости от условий эксплуатации должны быть предусмотрены способы защиты. В целях уменьшения опасности возникновения коррозии этого типа производится клепка по слою клея.

Клеевые соединения. Клеевые соединения алюминия стали широко применяться в последние годы. Этот метод используется при изготовлении композиционных материалов, используемых в строительных конструкциях [180] и в ряде случаев в самолето-, ракето- и судостроении [181]. Начали применять клеевые соединения и в автомобильной промышленности [182, 183]. Коррозионное поведение клеевых алюминиевых соединений зависит от сплава, конструкции соединения, подготовки поверхности и выбранного клея [184, 185]. Обычно коррозионная стойкость клеевых соединений хорошая, хотя приложенное напряжение оказывает неблагоприятное влияние [186, 187]. Основное преимущество клеевых соединений — отсутствие опасности щелевой коррозии. Эксплуатационные свойства этих соединений могут быть улучшены путем использования органических покрытий и уплотнений.

Большинство клеев совместимо с алюминием. Однако есть исключения, например щелочные латексные клеи на водной основе, клеи, содержащие кислотные ангидриды, а также токопроводящие клеи с добавками меди, серебра или углерода. При использовании этих добавок следует соблюдать осторожность, учитывая опасность возникновения коррозии.

7.4. ВЛИЯНИЕ СРЕДЫ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ

Влияние воды. Если на поверхности алюминия нет воды, то он не подвержен коррозии, за исключением случаев высокотемпературного окисления, реакций с газами и воздействия некоторых горячих обезвоженных химических веществ (фенол, метанол). Вода может при-

существовать в виде либо отдельных капель, либо тонкой пленки влаги, конденсированной на поверхности алюминия при температуре ниже точки росы, либо водных растворов. В контакте с воздухом вода содержит растворенный в ней кислород, который необходим для протекания процесса коррозии. Отсутствие вентиляции обычно тормозит коррозионные процессы.

Толщина оксидной пленки увеличивается при выдержке в воде, причем этот процесс ускоряется в отсутствие кислорода.

Другим важным фактором является чистота воды. Алюминий имеет высокую коррозионную стойкость в очень чистой воде (дистиллированной или деминерализованной) при температуре окружающей среды [188–190]. Вначале происходит слабая реакция, но через несколько дней она прекращается благодаря образованию защитной оксидной пленки. По истечении этого периода влияние воды на алюминий становится незначительным [190, 191]. Это подтверждается кривыми растворения алюминия в деионизированной воде (рис. 7.18).

При повышенных температурах очень чистая вода может оказывать



Рис. 7.18. Растворение алюминия в деионизированной воде (по данным *Alcoa Laboratories*): 1 – образцы из испытательной камеры с водой; 2 – образцы непосредственно из деионизатора

отрицательное влияние на многие алюминиевые сплавы. При 200 °С лист из алюминия высокой чистоты разлагается в течение нескольких дней и превращается в порошок оксида алюминия.

Противоположная картина наблюдается при низких температурах: такие легирующие элементы, как никель и железо, которые обычно снижают коррозионную стойкость, при испытаниях в очень чистой воде в условиях повышенных температур приводят к повышению сопротивления коррозии. Сплавы системы Al – Ni – Fe имеют высокую коррозионную стойкость в очень чистой воде вплоть до 315 °С [192, 193].

Алюминий коррозионностоек в насыщенном паре [194, 195], который представляет собой относительно чистую воду, насыщенную кислородом и углекислым газом; эта среда коррозионноактивна по отношению к стали. Коррозионная стойкость алюминиевых сплавов существенно не снижается под воздействием газов, содержащихся в паре, или

при введении в него добавок, делающих возможным контакт пара со сталью.

В некоторых органических веществах, таких как фенол и метанол, присутствие очень небольшого количества воды предотвращает процесс коррозии, который без воды происходит при повышенной температуре. Поведение алюминия в природных водах и морской воде было рассмотрено ранее в этой главе.

Влияние pH. Как правило, защитная оксидная пленка стабильна в водных растворах, имеющих $\text{pH} = 4,0 \div 9,0$. В концентрированных растворах кислот и щелочей эта пленка быстро растворяется, в результате чего начинается коррозия. Однако алюминий имеет высокое сопротивление коррозии в некоторых кислых и щелочных растворах (рис. 7.19). К ним относятся ледяная уксусная и концентрированная азотная кислоты, раствор силиката натрия и концентрированный раствор гидроксида аммония. Отсюда следует, что характер коррозионного процесса в данной среде не определяется только величиной pH среды; более важным фактором может оказаться природа ионов растворенного вещества.

Вместе с тем диаграмма Пурбэ, показывающая зависимость электродного потенциала алюминия от величины pH (рис. 7.20), основанная исключительно на положениях теоретической термодинамики и не дающая информации о скорости коррозии, предполагает стабильность оксидной пленки и, следовательно, сопротивление общей коррозии в растворах с pH в интервале от 4,0 до 9,0. Алюминиевые сплавы стали стандартными материалами, из которых изготавливают оборудование

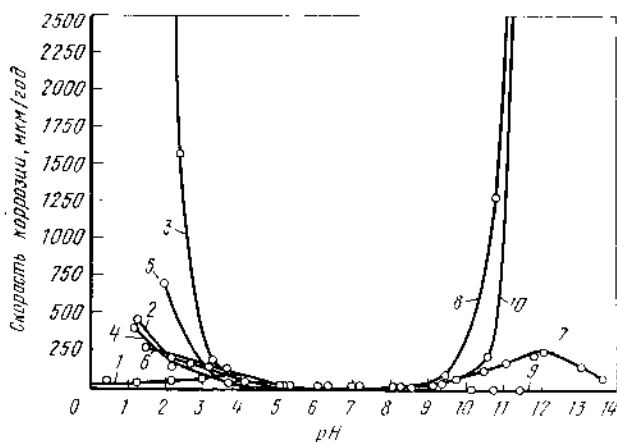


Рис. 7.19. Влияние pH на коррозию сплава 1100-Н14 в растворах различных химических веществ (обратите внимание на то, что минимальная коррозия при pH в интервале от 4,0 до 9,0):

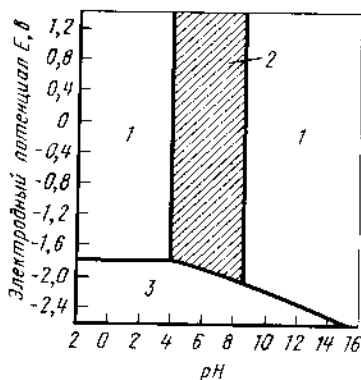
1 — уксусная кислота; 2 — соляная кислота; 3 — плавиковая кислота; 4 — азотная кислота; 5 — фосфорная кислота; 6 — серная кислота; 7 — гидрат окси аммония; 8 — сода; 9 — силикат натрия; 10 — гидрат окси натрия

для хранения и транспортировки горячего 83 %-ного нитрата аммония. В условиях эксплуатации при избытке аммиака сплавы 1100, 3003, 5052, 5454, 6061 и 6063 (в том числе сварные соединения) отличаются прекрасной коррозионной стойкостью.

Отдельные трудности, возникающие при использовании алюминиевых сплавов в среде нитрата аммония, могут встретиться и в условиях

Рис. 7.20. Распределение областей коррозии, пассивации и нечувствительности к коррозии у алюминия при 25 °С при наличии на поверхности окисной пленки $Al_2O_3 \cdot 3H_2O$ в зависимости от pH среды [196]:

1 – область коррозии; 2 – область пассивации; 3 – область нечувствительности к коррозии



его применения в кислых средах. При хранении нагретого нитрата аммония избыток аммиака быстро исчезает, что приводит к снижению pH и возникновению коррозии по зоне термического влияния в сварных соединениях сплава 5052. Эта же зона в сварных соединениях сплава 3003 не подвержена коррозии. Влияние кислых растворов нитрата аммония тормозится при добавлении аммиака для нейтрализации свободной азотной кислоты.

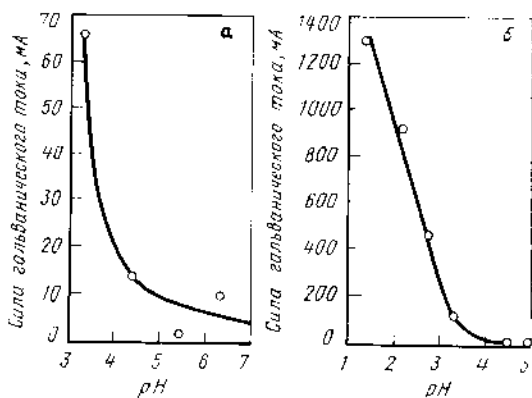


Рис. 7.21. Влияние величины pH 83 %-ного раствора гидрата аммония на силу гальванического тока в парах (по данным *Alcoa Laboratories*)

а – сплав 5052 и нержавеющая сталь марки 304; б – сплав 5052 и литейный алюминиевый сплав марки 220

Чтобы продемонстрировать влияние рН среды, пару из сварного соединения сплава 5052 и нержавеющей стали выдерживали при 88 °С в 83 %-ных растворах нитрата аммония, имеющих рН от 3,0 до 6,0. Площадь катодной пластины из коррозионностойкой стали была больше, чем анодной из сплава 5052. Результаты испытаний показали, что величина гальванического тока зависит от рН раствора (рис. 7.21). При значениях рН > 4,5 сила гальванического тока невелика. Результаты замеров гальванического тока в паре между сплавом 5052 и другим более электроположительным Al - Mg сплавом с более высоким содержанием магния также подтверждают, что величина гальванического тока зависит от рН раствора. Более того, добавка аммиака немедленно подавляет гальванокоррозию.

Влияние чистоты среды (присутствие следов элементов). В некоторых случаях считается, что алюминий пригоден для использования в каком-либо конкретном веществе, однако он корродирует из-за присутствия в этой среде очень малых количеств (следов) ионов тяжелых металлов. Эти загрязняющие элементы фактически не влияют на само вещество, но могут вызвать значительную питтинговую коррозию алюминия. Примером этого является случай питтинговой коррозии алюминиевой автоцистерны для перевозки мелассы (черная патока). Хотя обычно меласса не вызывает коррозии алюминия, данная партия, приготовленная в медном котле, содержала ионы меди в количестве, достаточном ($> 10 \text{ млн.}^{-1}$), чтобы вызвать коррозию алюминия. Коррозия алюминия наблюдается также в случае, когда малые количества меди попадают с потоком воды из медного трубопровода в алюминиевый. Даже очень незначительные количества ртути ($< 0,01 \text{ млн.}^{-1}$), попавшие в алюминиевую систему, например при повреждении термометра или ртутного переключателя, могут вызвать сильную и быструю коррозию. Что касается атмосферной коррозии, то обычно достаточно высокая коррозионная стойкость алюминия в морской атмосфере может измениться в присутствии азота и оксидов серы при их совместном воздействии с солями, находящимися в атмосфере. С целью оценки таких атмосферных явлений, включая действие кислотных дождей, проведены специальные исследования [190, 197, 199].

Влияние температуры на коррозионное поведение алюминия в очень чистой воде рассмотрено ранее в этой главе. Повышение температуры приводит к увеличению скорости коррозии алюминия во многих химических веществах, таких как растворы минеральных и органических кислот и щелочей. Однако эта зависимость может быть и не столь простой, о чем свидетельствуют графики рис. 7.22, на которых показано поведение алюминия в серной кислоте. В некоторых других химических катетах и в воде ускоряющему влиянию температуры может препятствовать образование защитной пленки. Например, при повышении температуры моноэтаноламина скорость коррозии алюминия в этой среде уменьшается в результате образования поверхностной пленки.

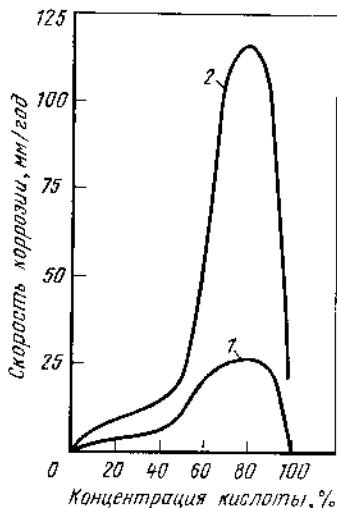
Что касается коррозии в атмосфере, то повышение температуры

воздуха может сказываться благоприятно, поскольку поверхность металла быстрее высыхает и, следовательно, меньшее время остается влажной. Например, алюминиевые провода, работающие при температурах несколько выше комнатной, в очень малой степени подвержены коррозии, поскольку они остаются сухими [199].

Температура оказывает влияние на гальванокоррозию, хотя в литературе очень мало данных, подтверждающих это [200]. Разница потенциалов между сплавами 7072 и 3003 и 7072 и 6061 меняется в зависимости от температуры, и при температуре воды, равной 71 °С, происходит перемена полярности, аналогичная реверсированию в паре цинк — железо в некоторых водных растворах при близкой температуре. При повышении температуры водной среды, вызывающей питтинговую коррозию алюминия, количество поражений возрастает, а глубина коррозии уменьшается (рис. 7.23).

Рис. 7.22. Влияние температуры на коррозию алюминиевого сплава марки 1100 в серной кислоте (по данным *Alcoa Laboratories*):

1 — при комнатной температуре; 2 — при 50 °С



Влияние движения среды. Движение коррозионной среды (жидкости или газа, включая пар) может ускорить процесс коррозии алюминия. В некоторых природных водах скорость движения потока $> 0,04$ м/с оказывает благоприятное влияние и может предотвращать

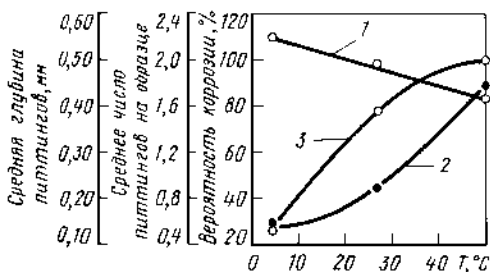


Рис. 7.23. Влияние температуры воды на питтинговую коррозию алюминия: 1 — средняя глубина питтингов; 2 — среднее количество питтингов на пораженных образцах; 3 — вероятность коррозии

коррозию [201]. Однако при более высоких скоростях (в интервале от 5 до 6 м/с) турбулентное движение на неровных участках, например на изгибах или в местах креплений, может привести к возникновению питтинговой коррозии под действием направленной струи или кавитации. На процесс коррозии, связанный с движением коррозионной среды, влияют твердость металла, скорость потока, состав среды, температура и pH среды [201, 202]. Присутствие взвешенных твердых частиц в движущейся жидкости может ускорить процесс коррозии за счет эрозии и повреждений защитной пленки.

Влияние отношения площади поверхности к объему металла. Величина этого отношения существенно влияет на продолжительность службы алюминиевой детали в данных условиях. Это иллюстрирует кривая на рис. 7.24, показывающая потерю прочности алюминиевой проволоки (марки 1050) различного диаметра после пяти лет экспозиции под навесом в индустриально-промышленной атмосфере в Галифаксе (Канада).

Изменение толщины металла по отношению к исходной толщине в процентном отношении больше для проволоки меньшего диаметра, чем для более толстой, при этом потеря прочности при данной степени коррозии также выше. Кроме того, влияние питтинга определенной глубины тем больше, чем тоньше проволока.

Влияние отношения площади поверхности образца к объему раствора. В некоторых случаях в зависимости от указанного отношения скорость коррозии алюминиевых сплавов изменяется в широком интер-

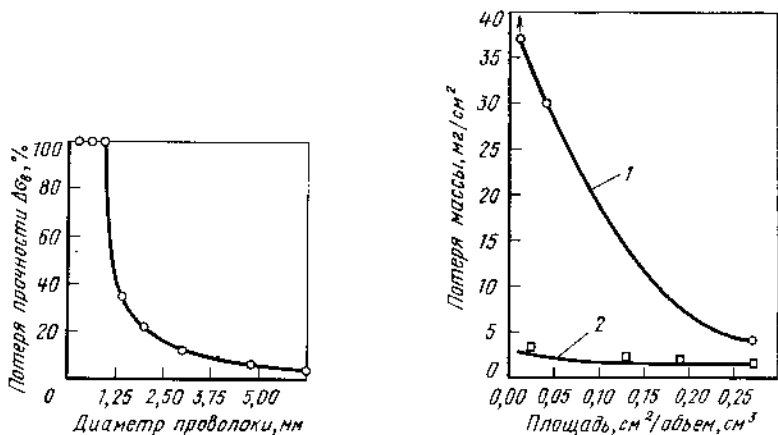


Рис. 7.24. Потери прочности у алюминиевой проволоки после экспозиции в течение 5 лет в промышленно-морской атмосфере (по данным *Alcan International, Kingston Laboratories*)

Рис. 7.25. Влияние отношения площади поверхности образца к объему раствора на скорость коррозии (по данным *Alcoa Laboratories*):
1 — в морской воде; 2 — в 5 %-ном водном растворе аммиака. Стрелкой показаны образцы с 100 %-ной пораженной площадью

вале, что показано на графиках рис. 7.25 [203]. В других случаях эти изменения не обнаруживаются, например в растворах серной кислоты они совсем незначительны.

Исключительный случай представляет собой контейнер нового типа, разработанный для хранения и перевозки воспламеняющихся и взрывоопасных жидкостей, например бензина. Этот контейнер плотно заполнен лентой из алюминиевой фольги, площадь поверхности которой составляет около 12 м^2 на $0,028 \text{ м}^3$ объема контейнера. Таким образом, если сравнивать такой заполненный фольгой контейнер с обычным контейнером того же объема (например, объемом $0,03 \text{ м}^3$), то количество алюминия, подвергающегося коррозии, и выделившегося при этом водорода (при одинаковой скорости коррозии) будет в 22 раза больше в первом случае.

Влияние давления на коррозионную стойкость алюминия обычно не обнаруживается. В определенных случаях повышение давления может свести к минимуму неблагоприятное влияние кавитации. При выдержке алюминия на больших глубинах в морской воде под высоким давлением не выявлено определенной закономерности.

7.5. ПРОФИЛАКТИЧЕСКИЕ МЕРОПРИЯТИЯ ПО БОРЬБЕ С КОРРОЗИЕЙ

Различные способы предупреждения или предотвращения коррозии, специфические для каждого типа коррозии, уже описаны ранее в данной главе. В этом разделе рассмотрены семь основных методов профилактики коррозии оборудования из алюминиевых сплавов:

- 1) выбор сплава и состояния;
- 2) конструкция оборудования;
- 3) органические покрытия и герметики;
- 4) ингибиторы;
- 5) катодная защита;
- 6) утолщенные поверхностные оксидные пленки (естественные, электрохимические, анодные);
- 7) видоизменения среды.

Интересная монография по проблеме предупреждения коррозии металлов, в частности алюминия, опубликована Американским обществом инженеров автомобильной промышленности и транспорта (SAE) в 1964 г. [204].

7.5.1. Выбор сплава

Выбор алюминиевого сплава для данного назначения часто основывается на прочности, способности к формообразованию, свариваемости, возможности изготовления необходимого полуфабриката. Однако при этом следует обязательно учитывать коррозионную стойкость материала.

Обычно наилучшей коррозионной стойкостью обладают сплавы системы Al — Mg (5XXX), затем следуют алюминий промышленной чис-

тоты (1XXX), сплавы системы Al — Mn (3XXX) и Al — Mg — Si (6XXX); разница между указанными сериями невелика. Как правило, сплавы этих серий используют без защиты, хотя по эстетическим соображениям их иногда окрашивают (внутреннюю или наружную поверхность строительных конструкций) или анодируют (оконные рамы). Сплавы систем Al — Cu — Mg (2XXX), а также средне- и высокопрочные сплавы системы Al — Zn — Mg — Cu (7XXX) обычно применяют с защитой в виде плакировки или окраски.

Важность правильности выбора состояния обсуждалась ранее при рассмотрении расслаивающей коррозии сплавов систем Al — Mg и Al — Zn — Mg — Cu. Для сплавов 5083, 5086 и 5456 наиболее высокое сопротивление межкристаллитной и расслаивающей коррозии обеспечивается в состоянии H116 [205]. Наилучшее сопротивление коррозионному растрескиванию сплавов серии 7XXX достигается в состояниях T-7X, например в состояниях T73 и T76 у сплава 7075. Эти состояния — некоторый компромисс, поскольку прочность в этом случае несколько ниже, чем в состоянии T6. По этой причине были разработаны коррозионностойкие состояния для сплавов 7049, 7050 и 7010.

Плакированные сплавы. Плакированный алюминий представляет собой биметалл, в котором тонкий поверхностный слой одного алюминиевого сплава (толщина этого слоя составляет от 5 до 10 % от общей толщины) металлургически связан с основным сплавом сердцевины, выбираемым из условий необходимой прочности. Плакирующий сплав выбирают таким образом, чтобы его электродный потенциал был не менее чем на 100 мВ более положительным, чем потенциал сердцевины, что создает катодную защиту. Обычно для плакировки сплавов серии 2XXX используют сплавы серии 1XXX (алюминий), а сплав 7072 — для сплавов серий 3XXX, 5XXX, 6XXX и 7XXX. Плакированные алюминиевые сплавы имеют максимальное сопротивление сквозной питтинговой коррозии, поскольку питтинговые поражения не достигают сердцевины, а также минимальную потерю прочности при длительных выдержках в коррозионноактивных атмосферах. Например, срок службы в агрессивной водной среде без сквозной коррозии для кухонной посуды, изготовленной из листа сплава 3003 с 5 %-ной плакировкой сплавом 7072, в 5–10 раз больше, чем для неплакированного сплава 3003 в такой же воде. Другим примером является плакированный сплав 3004, использованный для кровельного покрытия и стен ангара в Лонг-Биче (порт в Центральной Америке); после 33 лет эксплуатации глубина питтингов не выходила за пределы плакирующего слоя (76 мкм). Плакирование тонкостенных труб (толщина стенки 1,5 мм), используемых в ирригационных и дренажных системах, значительно увеличивает срок их службы в агрессивных водных средах.

7.5.2. Влияние конструкции

Конструкция оборудования играет важную роль в коррозионном поведении даже в средах, где алюминий имеет высокую коррозионную стойкость. Три основные причины непредвиденной коррозии алюминия в результате конструктивной недоработки:

1) неправильный выбор сплава или состояния материала, например рекомендация сплава системы Al — Cu — Mg для эксплуатации в морских условиях;

2) неправильный выбор разнородных металлов, находящихся в контакте с алюминием, что может вызвать гальваническую коррозию;

3) отсутствие неохрупчивающихся эластичных материалов на плотных контактирующих поверхностях во избежание попадания в зазоры влаги, которая может вызвать щелевую коррозию.

Всех трех причин можно избежать при правильном проектировании, принципы которого хорошо известны. Выбор метода сварки и материала присадочной проволоки может влиять на коррозионное поведение. Конструкция оборудования может изменять такие физические параметры среды, как температура, скорость движения, направление потока и кавитация, которые в свою очередь влияют на склонность к коррозии.

Исправление конструктивных недоработок крупных объектов может быть очень дорогостоящим мероприятием. Например, переделка неудачно спроектированных соединений алюминия со сталью в надводной части корабля выводит его из эксплуатации на длительный период. Поэтому конструкторам при проектировании оборудования следует руководствоваться следующими принципами, которые помогут уменьшить опасность коррозии алюминия в эксплуатации:

избегать контактов разнородных металлов, но если их необходимо использовать, то применять соответствующую защиту;

избегать щелей и зазоров в конструкции, но если они неизбежны и в этих участках материал имеет небольшую толщину, то для предотвращения попадания влаги применять герметизирующие материалы;

применять непрерывные сварные швы, так как они лучше, чем сварка отдельных участков или заклепочное соединение;

предусматривать возможность полного удаления влаги (просушку) и очистки конструкции (рис. 7.26—7.29);

избегать контактов незащищенных алюминиевых поверхностей с материалами, абсорбирующими влагу, но если они обязательно должны быть использованы, то применять соответствующую защиту;

избегать острых кромок в системах трубопроводов;

избегать сильного разогрева при точечной сварке;

избегать направленных потоков жидкости;

избегать острых концентраторов напряжений;

при размещении оборудования выбирать участки, наименее опасные с точки зрения коррозии;

в оборудовании, предназначенном для окраски, устранять острые кромки.

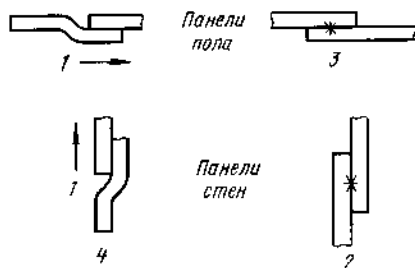
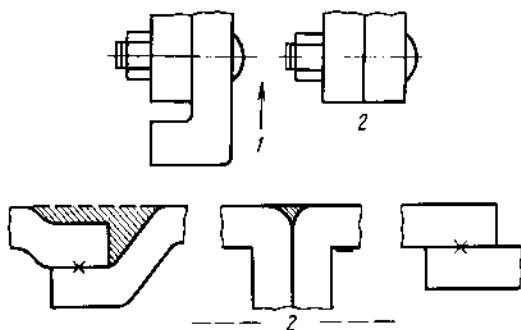


Рис. 7.26. Расположение нахлесточных соединений для предупреждения попадания влаги:

1 - направление брызг; 2 - нежелательный вариант; 3 - участки проникновения влаги; 4 - предпочтительный тип соединения

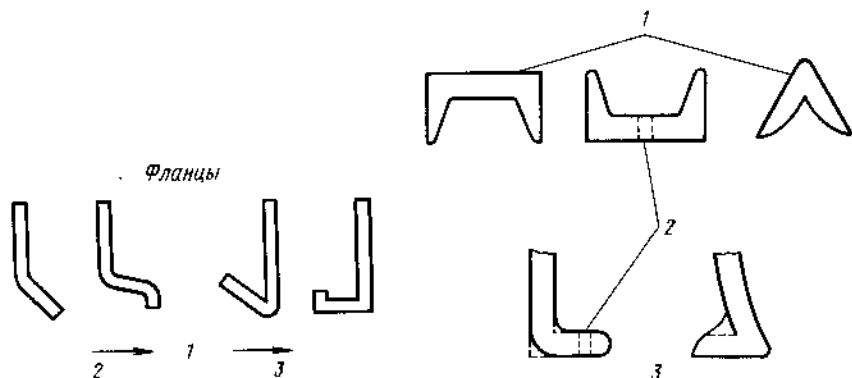


Рис. 7.27. Типы фланцев, которые следует использовать (2) и избегать (3) с точки зрения попадания влаги и образования налета:

1 - направление брызг

Рис. 7.28. Расположение и конструктивные особенности строительных элементов: 1 - швеллерные профили; 2 - отверстия для спуска воды; 3 - скругление острых углов

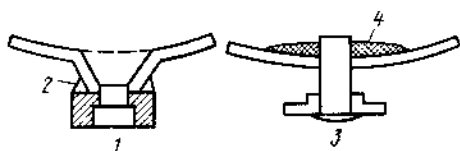
Предупреждение гальванокоррозии. В целях уменьшения опасности гальванокоррозии алюминия следует руководствоваться следующими указаниями;

разнородные металлы, используемые в контакте с алюминием, должны быть расположены как можно ближе к алюминию в гальваническом ряду (см. с 252);

сплав для крепежа разнородных материалов должен быть катодом

Рис. 7.29. Дренажные устройства для полного удаления влаги из резервуаров:

1 — предпочтительный вариант; 2 — проварка с последующей защитой; 3 — нежелательный вариант; 4 — скапливающаяся вода и осадки



по отношению к алюминию (например, в соединении алюминия со сталью болты должны быть стальными, а не алюминиевыми). В этом случае лучше использовать алюминированные болты (горячее алюминирование или напыление алюминия);

обеспечить полную электроизоляцию двух металлов. Это может быть достигнуто путем использования непроводящих изолирующих прокладок, муфт и шайб. Никаких внешних напряжений к этим двум металлам не должно быть приложено;

если окраске подвергается поверхность контакта, то окрашиваться должен катодный металл, а не алюминий. При окраске алюминия гальванокоррозия может сконцентрироваться в отдельных участках и вызвать образование сквозных отверстий из-за неблагоприятного соотношения площадей катода и анода;

в трубопроводах из алюминиевых сплавов в местах соединения алюминия с другими металлами устанавливать толстостенные алюминиевые переходники;

в трубопроводах из алюминиевых сплавов избегать резьбовых соединений с другими металлами. Вместо них использовать фланцевые соединения, при которых снижается опасность щелевой коррозии и которые можно электроизолировать;

при возможности места соединений разнородных металлов располагать вне коррозионноактивной среды;

в системе из разнородных металлов с жидкостью, движущейся по замкнутому циклу, например в системе охлаждения автомобиля, использовать ингибиторы;

если между разнородными металлами должно быть приложено внешнее напряжение, то необходимо эти металлы располагать как можно дальше друг от друга для увеличения сопротивления среды между ними;

использовать катодную защиту;

избегать неблагоприятного соотношения площадей катода и анода в среде, являющейся электролитом (не менее 1:5 в морской воде).

Скобяные изделия для алюминиевых конструкций. В алюминиевых конструкциях часто используют различные скобяные изделия, например дверные петли, шпингалеты, задвижки из других металлов. При установке в конструкции алюминиевых скобяных изделий отдают предпочтение алюминиевым же болтам или винтам, если они могут обеспечить достаточную прочность. Однако обычно указанные изделия изготавливают из стали и латуни с гальваническим покрытием или из коррозионностойкой стали. В большинстве случаев при использовании стальных изделий с покрытиями из алюминия, кадмия, хрома, олова и цинка не возникает сильной гальванической коррозии алюминия до тех пор, пока покрытие не перестает выполнять свою защитную роль, иначе возможна значительная гальваническая коррозия. По этой причине во всех случаях предпочтительно применение скобяных изделий из коррозионностойкой стали (серия AISI 300). Исключение составляют корабельные конструкции, где лучше использовать изделия из алюминированной стали или стали с гальваническим покрытием, подвергая их последующей окраске. Недопустимо использование крепежных латунных деталей с гальваническими покрытиями.

Использование вставок "Helicoil" в болтовых соединениях. Если в плиту или отливку из алюминиевого сплава должны быть установлены болты из другого металла, то в просверленные отверстия необходимо вложить проволочные вставки из коррозионностойкой стали 18-8 (AISI 304), называемые "Helicoil" [207]. Эти пружинного типа вставки перед установкой погружают в цинкхроматную грунтовку.

Предотвращение коррозии при осаждении. Ниже перечисленные меры позволяют уменьшить коррозию при осаждении на алюминии: исключить использование деталей из тяжелых металлов, которые могут быть источниками агрессивных ионов;

окрашивать основной металл;

использовать плакированный алюминий;

применять ингибиторы;

производить частую очистку поверхности алюминия для удаления осевших ионов тяжелых металлов.

Удалить ионы тяжелых металлов из потока жидкости, направляемой в алюминиевое оборудование, можно путем пропускания этой жидкости через фильтр, представляющий собой резервуар или колонну, заполненную магниевой или алюминиевой стружкой. Имеются данные об успешной очистке морской воды этим способом, но опубликованная информация отсутствует.

Предотвращение щелевой коррозии. Если в конструкции возможна щелевая коррозия, то щели должны быть заполнены неохрупчивающимся эластомером для предотвращения попадания влаги. Некоторые герметизирующие материалы при старении становятся твердыми и хрупкими, что создает возможность для проникновения влаги. Указанные требования к герметикам обязательны для соединений, используемых во всех видах транспорта — наземном, воздушном и водном. Существуют герметики двух типов:

1) однокомпонентные системы на основе бутилового или силиконового каучука;

2) двухкомпонентные системы на основе полисульфидов и эпоксидов.

Для предупреждения коррозии от испарений (которая представляет собой особый вид щелочной коррозии) следует избегать контакта незащищенного алюминия с материалами, абсорбирующими влагу, например бумагой, тканью, деревом, асбестом и пенопластом.

Профилактические меры против коррозионного растрескивания. Коррозионное растрескивание высокопрочных алюминиевых сплавов, например 2024, 7075 и 7079, часто бывает вызвано остаточными или монтажными (технологическими) растягивающими напряжениями, действующими в высотном направлении. Напряжения, возникающие от эксплуатационных нагрузок, обычно носят периодический характер, и конструкция проектируется таким образом, чтобы главные напряжения действовали в благоприятном направлении (продольном или поперечном).

Для обеспечения минимального риска в отношении коррозионного растрескивания конструктору следует руководствоваться следующими соображениями:

выбирать сплавы и состояния, имеющие высокое сопротивление коррозионному растрескиванию;

использовать детали с низким уровнем остаточных напряжений;

операции сложного формообразования производить в отожженном состоянии с последующей термической обработкой (закалкой и старением), если необходимо получить определенный уровень прочности;

операции гибки и правки производить в свежезакаленном состоянии для снижения уровня остаточных напряжений;

механическую обработку наружных поверхностей производить до термической обработки, поскольку после закалки на поверхности деталей возникают сжимающие напряжения, которые не вызывают коррозионного растрескивания;

механическую обработку внутренних поверхностей производить после термической обработки для частичного снятия внутренних напряжений;

избегать возникновения напряжений, тщательно контролируя допуски. Не допускать постановки в конструкцию плохо подогнанных или несоосных деталей;

уменьшать величину растягивающих напряжений в поверхностном слое, используя либо дробеструйную обработку [211] или обкатку поверхности, либо двухступенчатое старение [213];

использовать термическую обработку сварных соединений.

Размещение оборудования. При размещении оборудования из алюминиевых сплавов следует по возможности располагать его в местах, наиболее безопасных с точки зрения коррозии.

Органические покрытия. Системы органических покрытий часто применяют на алюминии исключительно с декоративной целью. На-

пример, боковые и другие панели кузовов автомобилей окрашивают с целью получения желаемого цвета, а также для предотвращения естественной эрозии, которая неприемлема с эстетической точки зрения, но несущественна для работы конструкции. В определенных случаях органические покрытия можно использовать для защиты от коррозии. В обоих случаях для увеличения срока эксплуатации покрытия важны соответствующая подготовка поверхности и тщательный выбор покрытия.

Большинство органических покрытий обеспечивает защиту от коррозии благодаря образованию физического барьера между поверхностью алюминия и окружающей средой. В состав некоторых покрытий входят ингибиторы (например, хроматная грунтовка). Алюминиевую изолирующую обшивку (рубашку) рефрижераторов окрашивают внутри во избежание щелевой коррозии при накоплении конденсата между алюминием и изоляционным материалом и коррозии от испарений, источником которых может быть пенопласт, используемый в качестве изоляционного материала. Прозрачные органические покрытия применяют тогда, когда желательно сохранить естественный цвет алюминиевой поверхности, но предотвратить эрозию. Временные органические покрытия для защиты поверхности алюминия иногда используют при хранении и транспортировке. Густые органические покрытия, такие как мастики и гудрон, применяют для защиты алюминия при заделке в землю и в бетон.

Эксплуатационные характеристики систем органических покрытий могут быть оптимальными, если в процессе их службы соблюдаются рекомендации фирм — изготовителей покрытий, касающиеся подготовки поверхности, предварительной обработки, подбора системы сочетающихся покрытий, грунтовки и верхнего слоя, правил эксплуатации и ухода. При необходимости максимальной длительной антикоррозионной защиты система органических покрытий должна периодически возобновляться.

Ингибиторы. Применение ингибиторов для предотвращения коррозии алюминия исследовано в работах [215—218].

Такие ингибиторы, как хроматы, замедляющие коррозионные процессы на аноде, называются анодными ингибиторами в отличие от полифосфатов, оказывающих аналогичное влияние на катоде (катодные ингибиторы). Если анодные ингибиторы используют в недостаточном количестве, то они могут усилить склонность к питтинговой коррозии. Катодные ингибиторы безопасны в этом отношении. Применяют также смешанные системы ингибиторов — анодные и катодные.

В качестве ингибиторов для защиты алюминия от коррозии рекомендуются фосфаты, силикаты, нитраты, фтористые соединения, бензоаты, растворимые масла и некоторые другие химические вещества (порознь или в смесях). Если в замкнутом объеме присутствует медь, то для предотвращения коррозии и последующего осаждения меди на алюминии используют добавки меркаптобензотиазола натрия.

В умеренно щелочных растворах ингибирующими свойствами обладает силикат натрия [219]. Силикаты с высоким отношением количества силиката к углекислому натрию (сода) широко используют в щелочных обезжиривающих растворах, мылах и антифризах, содержащих амины, карбонаты и фосфаты. Для систем с разнородными металлами, где рабочей средой является вода (например, в системе охлаждения автомобиля), разработаны смеси ингибиторов для предотвращения коррозии всех металлов в системе, включая алюминий.

Катодная защита. При катодной защите прикладываемый извне к системе электрический ток создает новую электрическую пару, исключаящую алюминий в роли катода. В качестве расходимого анода можно использовать цинк и магний (рис. 7.30) или некоторые

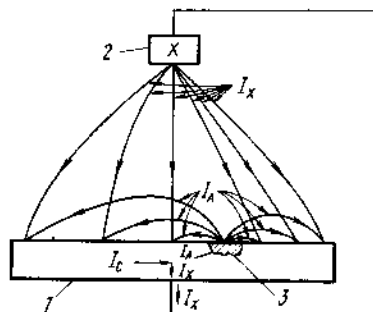


Рис. 7.30. Схема электрических токов при катодной защите с расходимым анодом:

I — катод; 2 — расходимый анод;
 3 — локальный анодный участок;
 I_x — внешний наложенный ток;
 I_a — анодный ток в локальной ячейке; I_c — суммарный ток к аноду

алюминиевые сплавы (только в морской воде). В системе могут действовать также выпрямитель тока и инертный анод (графит). Полная катодная защита обеспечивается в том случае, когда разность потенциалов между анодом и алюминием равна нулю. Величина наложенного напряжения, необходимая для выполнения указанного условия, зависит от степени поляризации и характеристик электросопротивления системы, подлежащей защите.

Катодная защита может применяться для алюминия при условии такой плотности тока на алюминиевой поверхности, которая не будет создавать сильнощелочную среду; последняя создает предпосылки для перезащиты и возможности разъедания катода. Более удобно осуществлять катодную защиту в системах с наложенным извне током, чем в системах с расходимым анодом, поскольку в первом случае потенциал поляризации у поверхности алюминия может быть выше (более отрицательным). Системы катодной защиты с цинковым анодом всегда безопасны, системы с магниевым анодом безопасны только при условии правильного расчета. Максимальный безопасный потенциал поляризации составляет $-1,20$ В (Cu/CuSO₄).

Плакирование алюминия представляет собой один из способов электрохимической защиты. Национальной Ассоциацией инженеров-коррозионистов (NACE) опубликованы критерии катодной защиты

для подземных систем трубопроводов, включая алюминиевые [220]. В работе [221] указывается, что во многих почвах допустим потенциал, равный $-1,30$ В, не вызывающий значительной коррозии алюминия, находящегося в почве. Системы катодной защиты с наложенным извне током можно использовать на окрашенных судовых корпусах в морской воде в течение 20 лет.

7.5.3. Утолщенные поверхностные оксидные пленки

Электрохимические покрытия. Ряд патентованных способов электрохимической обработки (например, "Алодин", "Иридит", "Бондерит" и др.) применяют для получения поверхностных электрохимических покрытий толщиной до 20 нм на алюминиевых листах и прессованных полуфабрикатах перед их окраской в заводских условиях (толщина естественной оксидной пленки на алюминии до 50 Å). Обработку во всех случаях ведут в кислых растворах, содержащих хроматы, фосфаты и другие химикаты. Такие покрытия значительно улучшают адгезию лакокрасочных покрытий.

Пленки, содержащие хроматы, имеют защитные антикоррозионные свойства и применяются для обработки некоторых самолетных и автомобильных деталей. Однако они относительно мягкие и могут быть использованы для защиты от коррозии без лакокрасочных покрытий только в том случае, если поверхность детали не подвержена действию какого-либо абразива в процессе эксплуатации.

Анодные покрытия. Анодирование — обработка поверхности алюминия, очень широко используемая в производстве. Деталь, подлежащую обработке, погружают в электролит и соединяют с положительным полюсом источника постоянного тока (деталь является анодом). Происходит окисление поверхности, в результате чего образуется утолщенная пористая пленка оксида алюминия. Эту пленку затем наполняют в горячей воде для устранения пористости и придания пленке непроницаемости.

До наполнения в воде пленку можно окрасить, пропитав ее красящим веществом или пигментом. Иногда для получения окрашенных анодных пленок непосредственно в ваннах анодирования используют специальные электролиты. Защитные свойства анодных пленок зависят от их толщины, которая может быть различной — от 8 мкм на полированных литых деталях внутренней отделки автомобиля до 25 мкм или более на алюминиевом фасаде монументального здания. Эти толщины превышают толщину естественной оксидной пленки на поверхности в 1000 и 3000 раз соответственно.

Алюминий, используемый в строительстве, часто анодируют (перила, двери, окна, фасады). Анодированная поверхность меньше загрязняется в атмосфере и гораздо легче очищается. Искусственная анодная пленка имеет такие же химические свойства, что и естественная, и растворяется в концентрированных кислотах и щелочах. В промышленных атмосферах проявляется склонность пленки к питтингам,

причем время до возникновения этих поражений зависит от толщины пленки. Для сохранения первоначального внешнего вида анодированных алюминиевых фасадов даже толстые анодные пленки покрывают бесцветными органическими покрытиями. Основная ценность анодной пленки — ее декоративный вид и легкость очистки. Анодирование редко полностью разрешает все коррозионные проблемы, связанные с использованием алюминия.

При установке деталей из анодированного алюминия в строительную конструкцию на эти детали может нечаянно попасть бетон или строительный раствор. В этих участках анодная пленка подтравливается и восстановить ее первоначальный вид трудно или невозможно. Наилучший способ предохранения анодной пленки — нанесение тонких бесцветных органических покрытий, которые защищают ее от воздействия щелочного строительного раствора. Можно также использовать защитные съемные ленты.

Предварительное образование оксидной пленки в воде или паре. Естественную оксидную пленку на поверхности алюминия можно утолщать при выдержке в проточной воде, в горячей мягкой воде или паре. Если такую обработку произвести до начала эксплуатации материала в атмосфере, которая может вызвать образование питтингов, то таким образом можно предотвратить их появление. В одном эксперименте на образце из листа сплава 1200, предварительно выдержанном в течение одного года в пресной воде без образования питтингов (толщина пленки ~ 80 нм), не было обнаружено питтинговых поражений и после 16 дней выдержки в очень агрессивной воде, в то время как на образце без предварительной выдержки за такое же время образовался питтинг глубиной 965 мкм.

Исследование сквозной коррозии, обнаруженной только на одном участке тонкостенного (толщина стенки 1,4 мм) алюминиевого трубопровода ирригационной системы большой протяженности, показало, что трубы на этом участке были изготовлены всего за месяц до установки, в то время как остальная часть трубопровода находилась в эксплуатации свыше года. Разница в поведении связывается с более тонкой оксидной пленкой на новом материале. В связи с этим следует отметить, что в новый алюминиевый трубопровод ирригационной системы в течение первой недели должна непрерывно подаваться вода для увеличения толщины оксидной пленки. Если вода не подается в систему, то оставшаяся в ней должна быть слита, при этом предварительное образование оксидной пленки способствует уменьшению коррозии, если вода не удалена. Предварительное образование оксидной пленки на новой алюминиевой посуде путем кипячения в ней мягкой воды предотвращает образование блестящего темного налета, который возникает, если для первого кипячения используется жесткая вода.

Видоизменение среды. Иногда можно уменьшить коррозионную активность среды путем незначительного ее изменения. Например, поддерживая в контейнере или замкнутом воздушном пространстве

температуру выше точки росы, можно предотвратить возникновение коррозии, особенно в бухтах алюминиевых листов или фольги. Регулирование рН коррозионной среды в пределах от 4,0 до 9,0 может быть безвредным для алюминия. В присутствии меди рН раствора должно быть не менее 8,0 во избежание растворения меди и последующего ее осаждения на алюминии.

Деаэрация воды значительно уменьшает ее способность вызывать питтинги на алюминии. Движение воды по алюминиевой поверхности иногда предотвращает появление питтингов. При эксплуатации изделий в некоторых химических веществах, например в феноле и метаноле, добавка очень небольшого количества воды (0,1 %) препятствует сильной коррозии, которая происходит в обезвоженных веществах при повышенной температуре. В других веществах, например в сернистом ангидриде, следы воды способствуют коррозии алюминия.

8. СВОЙСТВА ПРОМЫШЛЕННЫХ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ¹

Отливки из алюминиевых сплавов можно получать всеми существующими методами литья с большим разнообразием свойств в пределах составов сплавов. При большом объеме производства наиболее распространено литье под давлением, в кокиль и в песчаные формы. При изготовлении небольших партий применяют литье в гипсовые комбинированные формы и литье по выплавляемым моделям.

В отличие от деформируемых сплавов литейные алюминиевые сплавы не имеют в США единой системы обозначений. Наиболее широко используется трехзначная система обозначений Алюминиевой Ассоциации (AA) [1]. Эта система принята в 1954 г. и утверждена в 1957 г. Американской Ассоциацией Стандартов (ASA) — ныне Американский Национальный Институт Стандартов (ANSI) — в виде Американского стандарта (ANSI-H-35.1). В других системах обозначений используют частные маркировки, присваиваемые разработчиками сплавов, обозначения, принятые в спецификациях Американского Общества испытаний материалов (ASTM) [2] и Общества Инженеров автомобильной промышленности (SAE) [3]. В общегосударственных и оборонных спецификациях для алюминиевых литейных сплавов используется система обозначений Алюминиевой Ассоциации. В этой системе первая цифра указывает основной легирующий элемент:

¹ Эту главу переработали следующие авторы: Дж.Л.Джорстед (J.L.Jorsted, Reynolds Metals Co.), Е.Л.Руй (E.L.Rooy, Aluminum Company of America) и А.Б.ДеРосс (A.B.DeRoss, Kaiser Aluminum and Chemical Corp.). Автором статьи аналогичного содержания в трехтомнике "Aluminum" (1967 г., США) является У.Е.Сика (W.E.Sicha, Alcoa Research Laboratories).

Серия	Основная система сплавов
1XX	> 99,0 % Al
2XX	Al - Cu
3XX	Al Si - Mg, Al Si - Cu, Al - Si Cu Mg
4XX	Al - Si
5XX	Al - Mg
7XX	Al - Zn
8XX	Al Sn

Промышленных литейных сплавов серий 6XX и 9XX пока не существует. В маркировке, принятой Алюминиевой Ассоциацией (AA), обозначение XXX.0 используется для отливок, а XXX.1 и XXX.2 для чушеч. Примеры таких обозначений приведены в табл. 8.1.

В некоторых обозначениях сплавов, принятых Алюминиевой Ассоциацией, цифровой маркировке предшествует буква. Буквы используют для того, чтобы различить сплавы с одинаковым химическим составом по основным легирующим элементам, отличающиеся друг от друга только содержанием примесей или малых добавок, например 356 и A356 или 380 и B380.

Химический состав литейных алюминиевых сплавов в соответствии с маркировкой AA (XXX.0) приведен в табл. 8.2. В этой же таблице указаны соответствующие марки сплавов, принятые ASTM и SAE. В остальных таблицах этой главы использована только маркировка AA.

Промышленные литейные алюминиевые сплавы делятся на термически упрочняемые и неупрочняемые термообработкой [4]. На свойства отливок, изготовленных из термически неупрочняемых сплавов, термообработка не оказывает существенного влияния и обычно их поставляют в литом состоянии, которое обозначается буквой F; эта буква располагается после цифровой марки сплава и после какого-либо дополнительного обозначения в маркировке. Исключение составляет использование закалки (состояние T4) специально для сфероидизации эвтектического кремния в Al - Si сплавах (например, в A444-T4), что приводит к повышению пластичности. Как для термически упрочняемых, так и неупрочняемых сплавов можно применять термическую обработку для снятия термических напряжений (состояние O).

Термически упрочняемые сплавы обладают лучшим сочетанием механических свойств. Вид термической обработки указывают после цифровой маркировки сплава; обычно для алюминиевых отливок применяют состояния O, T4, T5, T6 и T7.

Отливки, полученные методом литья под давлением, как правило, не подвергают закалке, так как нагрев в интервале температур закалки (480-540 °C) вызывает образование пузырей. Однако некоторые сплавы для литья под давлением (360, A360, 361 364, 369, 390 или B390) имеют такой химический состав, при котором они обладают значительными преимуществами в закаленном и искусственно соста-

Таблица 8.1. Примеры маркировки сплавов, зарегистрированных Ассоциацией

Марка сплава	Вид литья	Массовая доля, %										Прочие элементы	
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn	Ti	кажд.	Σ проч.	
356.0	В песчаные формы и в кокиль	6,5-7,5	0,6	0,25	0,35	0,20-0,45	-	0,35	-	0,25	0,05	0,15	
356.1.	Чушки	6,5-7,5	0,50	0,25	0,35	0,35-0,45	-	0,35	-	0,25	0,05	0,15	
356.2	"	6,5-7,5	0,13-0,25	0,10	0,05	0,30-0,45	-	0,05	-	0,20	0,05	0,15	
380.0	Литье под давлением	7,5-9,5	2,0	3,0-4,0	0,50	0,10	0,50	3,0	0,35	-	-	0,50	
380.2	Чушки	7,5-9,5	0,7-1,1	3,0-4,0	0,10	0,10	0,10	0,10	0,10	-	-	0,2	

Таблица 8.2. Номинальный состав литейных алюминиевых сплавов (XXX.0)

Марка сплава AA	Прежнее обозначение	Прежняя маркировка ASTM	Маркировка SAE	Вид литья*	Массовая доля**, %									
					Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Sn	другие элементы			
201.0	K01	SQ51A	382	З	< 0,10	< 0,15	4,6	0,35	-	-	-	0,7 Ag; 0,35 Mn		
A201.0	-	-	-	З	< 0,05	< 0,10	4,5	0,25	-	-	-	0,7 Ag; 0,30 Mn		
202.0	-	-	-	З	< 0,10	< 0,15	4,6	0,35	-	-	-	0,7 Ag; 0,4 Cr; 0,5 Mn		
203.0	Niduminium 350	-	-	З	< 0,30	< 0,50	5,0	< 0,10	-	-	-	1,5 Ni; 0,25 Mn; 0,25 Sb; 0,25 Co; 0,20 Zr; 0,2 Ti		
204.0	A-USGT	-	-	З, К	< 0,20	< 0,35	4,6	0,25	-	-	-	0,35 Mn		
206.0	-	-	-	З, К	< 0,10	< 0,15	4,6	0,25	-	-	-	0,35 Mn		
A206.0	-	-	-	З, К	< 0,05	< 0,10	4,6	0,25	-	-	-	0,35 Mn		

208.0	108	CS 43A	380	3, K	3,0	< 1,2	4,0	< 0,10	< 1,0	-
213.0	C113	-	-	3, K	2,0	< 1,2	7,0	< 0,10	< 2,5	-
222.0	122	CG 100A	34	3, K	< 2,0	< 1,5	10,0	0,25	< 0,8	-
224.0	-	-	-	3, K	< 0,06	< 0,10	5,0	-	-	0,35 Mn; 0,1 V; 0,2 Zr
238.0	138	-	-	K	4,0	< 1,5	10,0	0,25	< 1,5	-
240.0	A240.0(A140)	-	-	3	< 0,50	< 0,50	8,0	6,0	-	0,5 Mn; 0,5 Ni
242.0	142	CN 42A	39	3, K	< 0,7	< 1,0	4,0	1,5	< 0,35	2,0 Ni
A242.0	A142	-	-	3	< 0,6	< 0,8	4,1	1,5	< 0,10	0,2 Cr; 2,0 Ni
243.0	ML	CS 104A	-	3	< 0,35	< 0,40	4,0	2,0	-	0,3 Mn; 2,1 Ni; 0,4 Mn; 3,0 Zn
249.0	X149	-	-	K	< 0,05	< 0,10	4,2	0,40	-	-
295.0	195	C4A	38	3	1,1	< 1,0	4,5	-	-	-
296.0	B295.0(B195)	-	-	K	2,5	< 1,2	4,5	-	< 0,50	-
305	-	-	-	3, K	5,0	< 0,6	1,25	-	< 0,35	-
A305.0	-	-	-	3, K	5,0	< 0,20	1,25	-	< 0,10	-
308.0	A108	-	-	3, K	5,5	< 1,0	4,5	< 0,10	< 1,0	-
319.0	319, as cast	SC 64Д	326	3, K	6,0	< 1,0	3,5	< 0,10	< 1,0	-
A319.0	-	-	329	3, K	6,0	< 1,2	3,5	0,3	< 1,0	-
B319.0	-	-	329	3, K	6,0	< 1,0	3,5	< 0,10	< 3,0	-
324.0	324	-	-	K	7,5	< 1,2	0,50	0,55	< 1,0	-
328.0	Red X-8	SC 82A	327	3	8,0	< 1,0	1,5	0,40	< 1,5	0,40 Mn
332.0	F 332.0 (F 132)	SC 103A	332	K	9,5	< 1,2	3,0	1,0	1,0	-
333.0	333	SC 94A	331	K	9,0	< 1,0	3,5	0,3	< 1,0	-
A333.0	-	-	-	K	9,0	< 1,0	3,5	0,3	< 3,0	-
336.0	A332.0(A132)	SN 122A	321	K	12,0	< 1,2	1,0	1,0	< 0,35	2,5 Ni
339.0	Z 332.0 (132)	-	334	K	12,0	< 1,2	2,25	1,0	< 1,0	1,0 Ni
343.0	X443Z	-	-	Д	7,2	< 1,2	0,7	< 0,10	1,6	-
354.0	354	SC 92A	-	K	9,0	< 0,20	1,8	0,5	-	-
A355.0	-	-	-	3, K	5,0	< 0,09	1,25	0,5	< 0,05	-
355.0	355	SC 51A	322	3, K	5,0	< 0,6	1,25	0,5	< 0,36	-
C355.0	C355	SC 51B	335	3, K	5,0	< 0,20	1,25	0,5	< 0,10	-
356.0	356	SG 70A	323	3, K	7,0	< 0,6	< 0,25	0,35	< 0,35	-

Марка сплава АА	Прежнее обозначение	Прежняя маркировка ASTM	Маркировка SAE	Вид литы*	Массовая доля**, %						
					Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Sn	другие элементы
A356.0	A356	SG 70B	336	З, К	7,0	< 0,20	< 0,20	0,35	< 0,10	—	—
B356	—	—	—	З, К	7,0	< 0,09	< 0,05	0,35	< 0,05	—	—
F356.0	—	—	—	З, К	7,0	< 0,20	< 0,20	0,21	< 0,10	—	—
357.0	357	—	—	З, К	7,0	< 0,15	< 0,05	0,55	< 0,05	—	—
A357.0	A357	SG 71A	—	З, К	7,0	< 0,20	< 0,20	0,55	< 0,10	—	0,05 Be
B357.0	—	—	—	З, К	7,0	< 0,09	< 0,05	0,50	< 0,05	—	—
C357.0	—	—	—	З, К	7,0	< 0,09	< 0,05	0,60	< 0,05	—	0,05 Be
358.0	B358.0	—	—	З, К	8,1	< 0,30	< 0,20	0,50	< 0,20	—	0,2 Be
359.0	(Tens-50) 359	SG 91A	—	З, К	9,0	< 0,20	< 0,20	0,60	—	—	—
360.0	360	SG 100B	—	Д	9,5	< 0,20	< 0,6	0,5	—	—	—
A360.0	A360	SG 100A	309	Д	9,5	< 1,5	< 0,6	0,5	—	—	—
361.0	—	—	—	Д	10,0	< 1,1	< 0,50	0,5	—	—	0,25 Cr; 0,25 Ni
363.0	363	—	—	З, К	5,25	< 1,1	3,0	0,30	3,8	0,25	< 0,25Pb; < 0,08Mn+ + Cr
364.0	364	—	—	Д	8,5	< 1,5	< 0,20	0,30	< 0,15	—	0,35 Cr; 0,03 Be
369.0	Speccal K-9	—	—	Д	11,5	< 1,3	< 0,50	0,35	< 1,0	—	0,35 Cr
380.0	380	SC 84B	308	Д	8,5	< 2,0	3,5	< 0,10	< 3,0	—	—
A380.0	A380	SC 84A	306	Д	8,5	< 1,3	3,5	< 0,10	< 3,0	—	—
B380.0	A380	SC 84A	306	Д	8,5	< 1,3	3,5	< 0,10	< 1,0	—	—
383.0	—	SC 102A	383	Д	10,5	< 1,3	2,5	< 0,10	< 3,0	—	—
384.0	384	SC 114A	303	Д	11,3	< 1,3	3,75	< 0,10	< 3,0	—	—
A384.0	384	—	—	Д	11,3	< 1,3	3,75	< 0,10	< 1,0	—	—
385.0	B384.0(384)	—	—	Д	12,0	< 2,0	3,0	< 0,30	< 3,0	—	—
390.0	390	—	—	Д	17,0	< 1,3	4,5	0,55	< 0,10	—	< 0,1 Mn
A390.0	A390	—	—	З, К	17,0	< 0,50	4,5	0,55	< 0,10	—	< 0,1 Mn

Продолжение табл. 8.2.

Марка сплава AA	Прежнее обозначение	Прежняя маркировка ASTM	Маркировка SAE	Вид литья*	Массовая доля**, %							
					Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Sn	другие элементы	
850.0	750	-	-	З, К	< 0,7	< 0,7	1,0	< 0,10	-	-	6,25	1,0 Ni
851.0	A850.0 (A750)	-	-	З, К	2,5	< 0,7	1,0	< 0,10	-	-	6,25	0,5 Ni
852.0	B850.0 (B750)	-	-	З, К	< 0,40	< 0,7	2,0	0,75	-	-	6,25	1,2 Ni
853.0	XC850.0 (XC750)	-	-	З, К	6,0	< 0,7	3,5	-	-	-	6,25	-

* З - литье в песчаные формы; К - литье в кокиль; Д - литье под давлением.

** Остальное алюминий и неуказанные примеси.

Т а б л и ц а 8.3. Типичные физические свойства алюминиевых литейных сплавов*1

Марка сплава	Состояние после термообработки и способ литья*2	Плотность*3, кг/м ³	Примерный интервал плавления, °С	Электрическая проводимость, %	Коэффициент теплопроводности при 25°С, кал/(с·см ² ·°С)	Коэффициент линейного расширения, 1/°С · 10 ⁻⁶ , в интервале температур, °С	
						20-100	20-300
201.0	T6 (З)	2796	570-650	27-32	0,29	34,7	44,5
	T7 (К)	2796	570-650	32-34	0,29	34,7	44,5
206.0	-	2796	570-650	-	0,29	-	-
A206.0	-	2796	570-650	-	0,29	-	-
208.0	F (З)	2796	520-630	31	0,29	22,0	23,9
	O (З)	2796	520-630	38	0,35	-	-
222.0	F (К)	2962	520-625	34	0,32	22,1	23,6
	(З)	2962	520-625	41	0,38	-	-
	T61 (З)	2962	520-625	33	0,31	22,1	23,6
224.0	T62 (З)	2824	550-645	30	0,28	-	-
238.0	F (К)	2938	510-600	25	0,25	21,4	22,9
240.0	F (З)	2768	515-605	23	0,23	22,1	24,3
242.0	O (З)	2863	530-635	44	0,40	-	-
	T77 (З)	2823	525-635	38	0,36	22,1	23,6
	T571 (К)	2823	525-635	34	0,32	22,5	24,5
	T61 (К)	2823	525-635	33	0,32	22,5	24,5
	T4 (З)	2823	520-645	35	0,33	22,9	24,8
295.0	T62 (З)	2823	520-645	35	0,34	22,9	24,8
	T4 (К)	2796	520-630	33	0,32	22,0	23,9
296.0	T6 (К)	2796	520-630	33	0,32	22,0	23,9
	T62 (З)	2796	520-630	33	0,32	-	-
308.0	F (К)	2796	520-615	37	0,34	21,4	22,9
319.0	F (З)	2796	520-605	27	0,27	21,6	24,1
	F (К)	2796	520-605	28	0,28	21,6	24,1
324.0	F (К)	2658	545-605	34	0,37	21,4	23,2
332.0	T5 (К)	2768	520-580	26	0,25	20,7	22,3
333.0	F (К)	2768	520-585	26	0,25	20,7	22,7
	T5 (К)	2768	520-585	29	0,29	20,7	22,7
	T6 (К)	2768	520-585	29	0,28	20,7	22,7
	T7 (К)	2768	520-585	35	0,34	20,7	22,7
	T551 (К)	2713	540-570	29	0,28	18,9	20,9
354.0	F (К)	2713	540-600	32	0,30	20,9	22,9
355.0	T51 (К)	2713	550-620	43	0,40	22,3	24,7
	T6 (З)	2713	550-620	36	0,34	22,3	24,7
	T61 (З)	2713	550-620	37	0,35	22,3	24,7
	T7 (З)	2713	550-620	42	0,39	22,3	24,7
	T6 (К)	2713	550-620	39	0,36	22,3	24,7
	T61 (З)	2713	550-620	39	0,35	22,3	24,7
	T51 (З)	2685	560-615	43	0,40	21,4	23,4
C355.0	T6 (З)	2685	560-615	39	0,36	21,4	23,4
	T7 (З)	2685	560-615	40	0,37	21,4	23,4
	T6 (К)	2685	560-615	41	0,37	21,4	23,4
	T6 (З)	2713	560-610	40	0,36	21,4	23,4
357.0	T6 (З)	2713	560-615	39	0,36	21,4	23,4
A357.0	T6 (З)	2713	555-610	40	0,38	21,4	23,6
358.0	T6 (З)	2658	560-600	39	0,36	21,4	23,4
359.0	T6 (З)	2685	565-600	35	0,33	20,9	22,9

Марка сплава	Состояние после термообработки и способ литья*2	Плотность*3, кг/м ³	Примерный интервал плавления, °С	Электрическая проводимость, %	Коэффициент теплопроводности при 25 °С, кал/(с·см ² ·°С)	Коэффициент линейного расширения, 1/°С · 10 ⁻⁶ , в интервале температур, °С	
						20-100	20-300
360.0	F (Д)	2685	570-590	37	0,35	20,9	22,9
A360.0	F (Л)	2685	570-590	37	0,35	21,1	22,9
364.0	F (Д)	2630	560-600	30	0,29	20,9	22,9
380.0	F (Д)	2740	520-590	27	0,26	21,2	22,5
A380.0	F (Д)	2740	520-590	27	0,26	21,1	22,7
384.0	F (Д)	2713	480-580	23	0,23	20,3	22,1
390.0	F (Д)	2740	510-650	25	0,32	18,5	—
	T5 (Л)	2740	510-650	24	0,32	18,0	—
392.0	F (К)	2630	550-670	22	0,22	18,5	20,2
413.0	F (Д)	2657	575-585	39	0,37	20,5	22,5
A413.0	F (Д)	2657	575-585	39	0,37	—	—
443.0	F (З)	2685	575-630	37	0,35	22,1	24,1
	O (З)	2685	575-630	42	0,39	—	—
	F (Д)	2685	575-630	37	0,34	—	—
A444.0	F (К)	2685	575-630	41	0,38	21,8	23,8
511.0	F (З)	2657	590-640	36	0,34	23,6	25,7
512.0	F (З)	2657	590-630	38	0,35	22,9	24,8
513.0	F (К)	2685	580-640	34	0,32	23,9	25,9
514.0	F (З)	2657	600-640	35	0,33	23,9	25,9
518.0	F (Д)	2519	540-620	24	0,24	24,1	26,1
520.0	T4 (З)	2574	450-600	21	0,21	25,2	27,0
535.0	F (З)	2519	550-630	23	0,24	23,6	26,5
A535.0	F (Л)	2547	550-620	23	0,24	24,1	26,1
B535.0	F (З)	2630	550-630	24	0,23	24,5	26,5
705.0	F (З)	2768	600-640	25	0,25	23,6	25,7
707.0	F (З)	2768	585-630	25	0,25	23,8	25,9
710.0	F (З)	2823	600-650	35	0,33	24,1	26,3
711.0	F (К)	2851	600-645	40	0,38	23,6	25,6
712.0	F (З)	2823	600-640	40	0,38	23,6	25,6
713.0	F (З)	2879	595-630	37	0,37	23,9	25,9
850.0	T5 (З)	2851	225-650	47	0,44	—	—
851	T5 (З)	2823	230-630	43	0,40	22,7	—
852	T5 (З)	2879	210-635	45	0,42	23,2	—

*1 Приведенные в таблице номинальные значения свойств могут быть использованы при сравнительной оценке сплавов, но не в качестве расчетных характеристик. Для установления расчетных свойств следует пользоваться соответствующими техническими условиями на материал, расчетными стандартами или эти свойства выбирать по соглашению с поставщиком материала.

*2 З — литье в песчаные формы; К — литье в кокиль; Д — литье под давлением.

*3 Указанные значения относятся к беспористому металлу. Ввиду того что в промышленных отливках трудно добиться абсолютного отсутствия пористости, их плотность несколько меньше теоретических значений.

ренном состоянии (состояния Т6 или Т7). Усовершенствование процесса литья под давлением позволило улучшить качество отливок, что обеспечило возможность проведения закалки и использования отливок в состояниях Т6 и Т7.

Кроме изменения механических свойств, термическая обработка может менять физические свойства литейных сплавов. Типичные физические свойства многих литейных алюминиевых сплавов приведены в табл. 8.3, где показано также влияние состояния термообработки.

8.1. ОСНОВНЫЕ СИСТЕМЫ СПЛАВОВ

Алюминий промышленной чистоты имеет важное применение: высокую электропроводность алюминия используют в кольцах коллекторов и электрических шинах, отливаемых вместе со стальными сердечниками для изготовления роторов электромоторов определенных типов. Минимальная электропроводность алюминия чистотой 99,7, 99,5 и 99,0 % составляет соответственно 60, 59 и 56 % IACS (Международный стандарт на отожженную медь).

Сплавы Al — Cu. Первый литейный алюминиевый сплав, использованный в США, содержал 1 % Cu и был известен под маркой 12 [5]. Сплавы 112 и 212 с добавками цинка или кремния (наряду с медью) впоследствии заменили сплав 12, а позже вместо этих сплавов стали использовать сплавы 113 и C113 (в настоящее время C113 имеет марку 213). В наши дни ни один из этих пяти сплавов не пользуется популярностью. Добавки меди к Al — Si сплавам, таким как 319 и 333, позволяют получить довольно высокие механические свойства, более низкую плотность и прекрасные литейные характеристики. Типичные механические свойства большинства литейных сплавов (при литье в песчаные формы, в кокиль и литье под давлением) приведены в табл. 8.4—8.6 соответственно.

Значительное расширение использования алюминиевых отливок связано с разработкой термически упрочняемого Al — Cu сплава 295, что позволило значительно повысить механические свойства по сравнению с ранее существовавшими сплавами. Позднее была разработана модификация этого сплава с 4,5 % Cu для литья в кокиль. Сплав B96 (старая марка 195) содержит 0,5 % Si, что улучшает сопротивление горячим трещинам. Оба сплава (205 и 296) в настоящее время применяются редко, они почти полностью заменены сплавами 355 и 356, имеющими аналогичные механические свойства, но меньшую плотность, лучшую коррозионную стойкость [6] и прекрасные литейные характеристики.

Сплав 222 с наиболее высоким содержанием меди (10%) был разработан для изготовления поршней двигателей внутреннего сгорания. Однако позднее он был заменен для этих целей сплавами 332, 336 и 339 и в меньшей степени сплавами 242 и A242. Сплав 238 используют исключительно для изготовления литых корпусов ручных электрических утюгов; он обладает необходимой высокой твердостью при повы-

Т а б л и ц а 8.4. Типичные механические свойства литейных алюминиевых сплавов при литье в песчаные формы*¹, *²

Марка сплава	Состояние после термообработки	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\sigma, \% (l_0 = 50,0 \text{ мм})$	HB^{*3}	$\sigma_{0,2}^{СЖ}$	$\tau_{ср}$	σ_{-1}^{*4} (N = $5 \cdot 10^8$ циклов)	E * ⁵ , ГПа
		МПа		кГ/мм ²	МПа				
201.0	T43	414	255	17,0	—	—	—	—	—
	T6	448	379	8,0	130	386	290	—	—
	T7	467	414	5,5	—	—	—	97	—
A206.0	T4	354	250	7,0	—	264	278	—	—
208.0	F	145	97	2,5	55	103	117	76	—
213.0	F	165	103	1,5	70	110	138	62	—
222.0	O	186	138	1,0	80	138	145	65	—
	T61	283	276	<0,5	115	296	221	59	74
	T62	421	331	4,0	—	338	262	—	—
224.0	T72	380	276	10,0	123	283	245	62	72
240.0	F	235	200	1,0	90	207	—	—	—
242.0	F	214	217	0,5	—	—	—	—	—
	O	186	124	1,0	70	124	145	55	71
	T571	221	207	0,5	85	234	179	76	71
A242.0	T77	207	159	2,0	75	165	165	72	71
	T75	214	—	2,0	—	483	—	—	—
295.0	T4* ⁶	221	110	8,5	60	117	179	48	69
	T6	250	165	5,0	75	172	217	52	69
	T62	283	221	2,0	90	234	228	55	69
319.0	F	186	124	2,0	70	131	152	69	74
	T5	207	179	1,5	80	186	164	76	74
	T6	250	164	2,0	80	172	200	76	74
355.0	F	159	83	3,0	—	—	—	—	—
	T51	193	159	1,5	65	164	152	55	70
	T6	241	172	3,0	80	179	193	62	70
	T61	269	241	1,0	90	255	214	65	—
	T7	264	250	0,5	85	264	193	69	70
	T71	241	200	1,5	75	207	179	69	70
C355.0	T6	269	200	5,0	85	—	—	—	—
356.0	F	164	124	6,0	—	—	—	—	—
	T51	172	138	2,0	60	145	138	55	72
	T6	228	164	3,5	70	172	179	59	72
	T7	234	207	2,0	75	214	164	62	72
	T71	193	145	3,5	60	152	138	59	72
A356.0	F	159	83	6,0	—	—	—	—	—
	T51	179	124	3,0	—	—	—	—	—
	T6	278	207	6,0	75	—	—	—	—
	T71	207	138	3,0	—	—	—	—	—
357.0	F	172	90	5,0	—	—	—	—	—
	T51	179	117	3,0	—	—	—	—	—
	T6	345	296	2,0	90	—	—	—	—
	T7	278	234	3,0	60	—	—	—	—
A357.0	T6	317	248	3,0	85	241	278	83	—
A390.0	F	179	179	<1,0	100	—	—	—	82
	T5	179	179	<1,0	100	—	—	—	—
	T6	278	278	<1,0	140	—	—	90	—
	T7	250	250	<1,0	115	—	—	—	—
443.0	F	131	55	8,0	40	62	97	55	71

Марка сплава	Состояние после термообработки	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \% (l_0 =$	$HB^{*3},$	$\sigma_{0,2}^{сж}$	$\tau_{ср}$	$\sigma_{-1}^{*4} (N =$	$E^{*5},$
		МПа		$= 50,0$					
МПа									
A444.0	F	145	62	9,0	—	—	—	—	—
	T4	159	62	12,0	—	—	—	—	—
511.0	F	145	83	3,0	50	90	117	55	—
512.0	F	138	90	2,0	50	97	117	59	—
514.0	F	172	83	9,0	50	83	138	48	71
520.0	T4	331	179	16,0	75	186	234	55	65
A535.0	F	250	124	9,0	65	—	—	—	—
710.0	F	241* ⁷	172* ⁷	5,0* ⁷	75* ⁷	172	179	55	67
712.0* ⁸	F	241	172	5,0	75	172	179	62	—
713.0* ⁸	F	241	172	5,0	74	—	—	—	67
850.0	T5	138	76	8,0	45	76	97	—	71
851.0	T5	138	76	5,0	45	76	97	—	71
852.0	T5	186	152	2,0	65	152	124	69	71

*¹ См. сн. *¹ к табл. 8.3.

*² Механические свойства при растяжении и твердость определяли на стандартных образцах диаметром 13 мм, отдельно отлитых в песчаные формы, без механической обработки поверхности.

*³ Нагрузка 500 кг, диаметр шарика 10 мм.

*⁴ Испытания вращающегося образца при симметричном изгибе.

*⁵ Среднее значение модуля упругости при растяжении и сжатии, при этом модуль упругости при сжатии примерно на 2 % выше, чем при растяжении.

*⁶ Свойства, соответствующие состоянию T4, становятся почти равными свойствам состояния T6 после нескольких недель старения при комнатной температуре.

*⁷ Испытания спустя 30 дней после отливки образцов.

*⁸ Испытания через 10 дней после отливки образцов.

Т а б л и ц а 8.5. Типичные механические свойства литейных алюминиевых сплавов при литье в кокиль *¹, *²

Марка сплава	Состояние после термообработки	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \% (l_0 =$	$HB^{*3},$	$\sigma_{0,2}^{сж}$	$\tau_{ср}$	$\sigma_{-1}^{*4} (N =$	$E^{*5},$
		МПа		$= 50,0$					
МПа									
201.0	T43	414	255	17,0	—	—	—	—	—
	T6	448	379	8,0	130	386	290	—	—
	T7	469	414	5,0	—	—	—	97	—
A206.0	T4	431	264	17,0	—	285	292	—	—
	T7	436	347	11,7	—	372	257	—	—
213.0	F	207	165	1,5	85	172	165	66	—
222.0	T52	241	214	1,0	100	214	172	—	—
	T551	255	241	0,5	115	276	207	59	74
	T65	331	248	0,5	140	248	248	62	74

Марка сплава	Состояние после термообработки	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \% (l_0 =$	HB^{*3}	$\sigma_{0,2}^{СЖ}$	$\tau_{ср}$	σ_{-1}^{*4} ($N =$	E^{*5}
		= 50,0 мм)			кГ/мм ²	МПа			
238.0	F	207	165	1,5	100	207	165	—	—
242.0	T571	276	234	1,0	105	234	207	72	71
	T61	324	290	0,5	110	303	241	66	71
249.0	T63	476	414	6,0	—	—	—	—	—
	T7	359	278	9,0	—	414	276	55	72
296.0	T4*6	255	131	9,0	75	138	207	66	70
	T6	276	179	5,0	90	179	221	69	70
	T7	270	138	4,5	80	138	207	63	70
308.0	F	193	110	2,0	70	117	152	90	—
319.0	F	234	131	2,5	85	131	165	—	—
	T6	276	186	3,0	95	186	—	—	—
324.0	F	207	110	4,0	70	—	—	—	—
	T5	248	179	3,0	90	—	—	—	—
	T62	310	269	3,0	105	—	—	—	—
332.0	T5	248	193	1,0	105	—	—	—	—
333.0	F	234	131	2,0	90	131	186	100	—
	T5	234	172	1,0	100	172	186	83	—
	T6	290	207	1,5	105	207	228	103	—
	T7	255	193	2,0	90	193	193	83	—
336.0	T551	248	193	0,5	105	193	193	93	—
	T65	324	296	0,5	125	296	248	—	—
356.0	F	179	124	5,0	—	—	—	—	—
	T51	186	138	2,0	—	—	—	—	—
	T6	262	186	5,0	80	186	207	90	72
	T7	221	165	6,0	70	165	172	76	72
A356.0	T61	283	207	10,0	90	221	193	90	72
357.0	F	193	103	6,0	—	—	—	—	—
	T51	200	145	4,0	—	—	—	—	—
	T6	359	296	5,0	100	303	241	90	—
A357.0	T6	359	290	5,0	100	246	241	103	—
359.0	T62	345	290	5,5	—	—	—	110	—
A390.0	F	200	200	1,0	110	—	—	—	82
	T5	200	200	1,0	110	—	—	—	—
	T6	310	310	1,0	145	414	—	117	—
	T7	262	262	1,0	120	359	—	100	—
443.0	F	159	62	10,0	45	62	110	55	71
444.0	F	165	76	13,0	44	—	—	—	—
	T4	159	69	21,0	45	76	110	55	—
512.0	F	186	110	7,0	60	117	152	69	—
711.0	F	241*7	124*7	8,0	70*7	—	—	76	76
850.0	T5	159	76	12,0	45	76	103	62	71
851.0	T5	138	76	5,0	45	76	97	62	71
852.0	T5	221	159	5,0	70	159	148	76	71

*1 См. сн.*1 к табл. 8.3.

*2 Механические свойства при растяжении и твердость определяли на стандартных образцах диаметром 13 мм, отдельно отлитых в кокиль, без механической обработки поверхности.

*3 - *7 См. сн. *3 - *7 к табл. 8.4.

Т а б л и ц а 8.6. Типичные механические свойства литейных алюминиевых сплавов при литье под давлением

Марка сплава	Состояние после термообработки	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \% (l_0 = 50,0 \text{ мм})$	HB^{*3} , кг/ мм ²	$\tau_{ср}^{*4}$	$\sigma_{-1} (N = 5 \cdot 10^8 \text{ циклов})$	E^{*5} , ГПа
		МПа						
360.0	F	324	172	3,0	75	207	131	71
A360.0	F	317	165	5,0	75	200	124	—
364.0	F	296	159	7,5	—	179	124	—
380.0	F	331	165	3,0	80	214	145	71
A380.0	F	324	159	4,0	75	207	138	—
384.0	F	324	172	1,0	—	207	145	71
390.0	F	279	241	1,0	120	—	138	82
	T5	296	265	1,0	—	—	—	—
392.0	F	290	262	0,5	—	234	103	—
413.0	F	296	145	2,5	80	193	131	71
A413.0	F	241	110	3,5	80	172	131	—
443.0	F	228	110	9,0	50	145	117	71
513.0	F	276	152	10,0	—	179	124	—
515.0	F	283	—	10,0	—	—	—	—
518.0	F	310	186	8,0	80	200	138	—

*¹ См. сн.*¹ к табл. 8.3.

*² Указанные в таблице величины являются средними значениями свойств, полученных при испытаниях стандартных образцов диаметром 6 мм, отлитых в машине с холодной камерой сжатия.

*³ - *⁵ См. сн. *³ - *⁵ к табл. 8.4.

*⁶ Расчетные значения.

шенных температурах. Сплавы 240, 242, A242 и 243 также имеют высокие прочность и твердость при повышенных температурах. Их применяют для изготовления поршней дизельных двигателей и головок цилиндров авиационных двигателей воздушного охлаждения.

Разработанные сплавы 201, A206, 224 и 249 обладают значительными преимуществами по прочностным свойствам по сравнению со всеми ранее использованными сплавами. Они применяются для изготовления высококачественных литых деталей летательных аппаратов. Все перечисленные Al — Si сплавы имеют пониженную жидкотекучесть по сравнению с любым из сплавов с более высоким содержанием кремния, поэтому для получения плотных, беспористых отливок необходима литниковая система, которая обеспечивала бы хорошее заполнение формы жидким металлом. Кроме того, из этих сплавов трудно изготовить герметичные детали сложной формы, так как они имеют относительно высокую склонность к образованию кристаллизационных трещин. В полностью состаренном состоянии указанные сплавы также склонны к коррозионному растрескиванию.

В табл. 8.7—8.9 приведены механические свойства некоторых литей-

Т а б л и ц а 8.7. Механические свойства литейных алюминиевых сплавов (литые в песчаные формы) при различных температурах*1, *2

Марка сплава	Состояние после термообработки	Температура испытания, °С	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\sigma, \%$ ($l_0 = 50 \text{ мм}$)		
			МПа				
201.0	Т6*3	24	448	379	8,0		
		150	379	359	6,0		
		205	248	228	9,0		
		260	152	131	19,0		
		315	69	62	39,0		
201.0	Т7*3	24	469	414	5,5		
		150	414	372	9,0		
		205	269	228	16,0		
		260	110	90	25,0		
		315	62	55	48,0		
A201.0	Т7	-196	614	517	8,0		
		-44	531	483	6,0		
		-8	510	462	6,0		
		24	496	448	6,0		
		150	400	359	6,0		
		205	165	124	25,0		
		260	97	69	32,0		
		315	55	41	51,0		
222.0	O	24	186	138	1,0		
		100	179	131	1,0		
		150	172	117	1,0		
		205	152	97	1,5		
		260	117	76	3,0		
		315	55	31	14,0		
220.0	T551	24	283	276	0,5		
		100	269	262	0,5		
		150	248	241	1,0		
		205	165	117	2,0		
		260	117	76	6,0		
		315	59	34	14,0		
		370	34	17	30,0		
224.0	Т7	24	421	331	4,0		
		150	338	255	5,0		
		205	262	193	10,0		
		260	214	138	9,0		
		315	145	103	11,0		
240.0	F*3	-196	248	241	0,5		
		-44	234	207	0,5		
		-8	234	200	1,0		
		24	234	200	1,0		
		100	234	200	1,0		
		150	234	207	1,0		
		205	228	172	1,0		
		260	179	110	4,0		
		315	107	83	4,0		
		242.0	F	24	214	207	0,5
				100	214	207	0,5
150	207			186	0,5		

Марка сплава	Состояние после термообработки	Температура испытания, °С	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\sigma, \%$ ($l_0 = 50 \text{ мм}$)
			МПа		
		205	165	138	1,5
		260	83	41	9,0
		315	55	31	14,0
		370	38	21	36,0
242.0	O	24	186	124	1,0
		150	159	103	1,0
		205	124	76	3,0
		260	83	34	8,0
242.0	T571	315	43	21	20,0
		24	221	207	0,5
		100	221	207	0,5
		150	207	193	0,5
242.0	T77	205	179	145	1,0
		260	90	55	8,0
		315	55	28	20,0
		370	34	21	40,0
242.0	T77	-196	248	186	2,0
		-44	214	172	1,5
		-8	221	152	1,5
		24	207	159	2,0
		100	207	159	2,0
		150	186	145	2,0
		205	138	103	3,0
		260	90	55	6,0
249.0	T7	315	55	28	20,0
		370	34	21	40,0
		-196	558	476	7,0
		-44	483	427	6,0
249.0	T7	-8	476	414	6,0
		24	469	407	6,0
		150	290	241	14,0
		205	186	159	20,0
295.0	T4	24	221	110	8,5
		100	207	103	5,0
		150	193	103	5,0
		205	103	62	15,0
		260	62	41	25,0
		315	28	21	75,0
295.0	T6	370	17	10	100
		24	248	165	5,0
		100	234	159	5,0
		150	193	138	5,0
295.0	T6	205	103	62	15,0
		260	62	41	25,0
		315	28	21	75,0
		370	17	10	100
319.0	Г*3	-196	234	214	1,0
		-44	207	179	1,0
		-8	200	169	1,0

Марка сплава	Состояние после термообработки	Температура испытания, °С	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\sigma, \%$
			МПа		($l_0 = 50 \text{ мм}$)
319.0	T5* ³	24	186	124	2,0
		-196	255	241	0,5
		-44	234	207	1,0
		-8	224	203	1,0
319.0	T7* ³	24	217	200	1,0
		-196	276	234	1,0
		-44	255	214	1,0
		-8	234	207	1,0
354.0	T6	24	234	200	1,0
		-196	469	338	5,0
		-44	400	290	5,0
		-8	400	290	5,0
		24	379	283	6,0
		100	414	338	6,0
		150	290	241	6,0
355.0	T51	205	103	76	45,0
		260	59	41	65,0
		-196	227	193	1,0
		-44	200	176	1,5
		-8	200	169	1,5
		24	193	159	1,5
		100	193	152	2,0
		150	165	131	3,0
355.0	T6	205	97	69	8,0
		260	66	34	16,0
		315	41	21	36,0
		370	24	14	50,0
		-217	438	393	2,0
		-196	407	321	2,0
		-44	359	283	4,0
		-8	-	-	-
		24	241	172	3,0
		100	241	172	2,0
355.0	T7* ³	150	228	172	1,5
		205	117	90	8,0
		260	66	34	16,0
		315	41	21	36,0
		370	24	14	50,0
		-196	303	262	1,5
		-44	279	245	2,0
355.0	T71	-8	269	241	2,0
		24	262	249	0,5
		-196	279	234	1,5
		-44	217	207	1,0
355.0	T71	-8	248	214	1,5
		24	241	200	1,5
		100	234	193	2,0
		150	207	179	3,0

Марка сплава	Состояние после термообработки	Температура испытания, °С	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\sigma, \%$ ($l_0 = 50 \text{ мм}$)
			МПа		
С355.0	T6	205	117	90	8,0
		260	66	34	16,0
		315	41	21	36,0
		370	24	14	50,0
		-196	386	255	7,0
		-44	345	234	7,0
		-8	331	234	7,0
		24	317	234	6,0
		100	317	276	7,0
		150	255	221	12,0
356.0	T5 ⁺	205	90	62	40,0
		260	48	34	60,0
		315	31	21	70,0
		-196	227	148	2,0
		-44	193	141	2,5
		-8	190	138	2,0
		24	172	138	2,0
356.0	T6	-196	276	193	2,0
		-44	241	172	2,0
		-8	228	165	2,0
		24	228	165	3,5
		100	221	165	4,0
		150	159	138	6,0
		205	83	59	18,0
		260	52	34	35,0
		315	28	21	60,0
		370	17	14	80,0
356.0	T7	-196	278	217	3,0
		-44	241	197	3,0
		-8	227	190	3,0
		24	234	207	2,0
		100	207	193	2,0
		150	159	138	6,0
		205	83	56	18,0
		260	52	34	35,0
		315	28	21	60,0
		370	17	14	80,0
A356.0	T6	-196	372	248	10,0
		-44	317	221	10,0
		-8	296	214	10,0
		24	283	207	10,0
		100	262	228	12,0
		150	145	117	20,0
		205	83	59	40,0
		260	52	34	55,0
		315	28	21	70,0
		A357.0	T6	-196	427
-44	379			310	6,0
-8	372			303	6,0

Марка сплава	Состояние после термообработки	Температура испытания, °С	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\alpha, \%$
			(l ₀ = 50 мм)		
			МПа		
443.0	F* ³	24	359	290	8,0
		100	331	310	6,0
		150	159	145	20,0
		205	69	52	50,0
		260	48	41	—
		—196	179	69	8,0
		—44	152	62	11,0
		—8	145	62	12,0
		24	131	55	8,0
		512.0	F* ³	—196	200
		—44	176	110	2,0
		—8	186	100	3,0
		24	138	90	2,0
514.0	F	24	172	83	9,0
		100	165	83	9,0
		150	152	83	7,0
		205	124	83	9,0
		260	90	55	12,0
		315	62	28	17,0
		370	34	14	35,0
712.0	F* ³	24	241	172	9,0
		75	233	214	3,0
		120	203	174	2,0
		180	136	117	6,0

*¹ См. сн. *¹ к табл. 8.3.*² В таблице даны минимальные значения свойств после выдержки в течение 10 000 ч при температуре испытания.*³ Свойства после выдержки в течение 1000 ч при температуре испытания.Таблица 8.8. Механические свойства литейных алюминиевых сплавов при литье в кокиль в зависимости от температуры испытания *¹, *²

Марка сплава	Состояние после термообработки	Температура испытания, °С	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\alpha, \%$
			(l ₀ = 50 мм)		
			МПа		
201.0	T6* ³	24	448	379	8,0
		150	379	358	6,0
		205	248	227	9,0
		260	152	131	19,0
		315	69	62	39,0
201.0	T7* ³	24	469	414	5,0
		150	414	372	9,0
		205	267	227	16,0

Марка сплава	Состояние после термообработки	Температура испытания, °С	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\sigma, \%$ ($l_0 = 50 \text{ мм}$)
			МПа		
A206.0	T7	260	110	90	25,0
		315	62	55	48,0
		24	434	345	11,7
		120	386	317	14,0
		180	331	303	17,7
222.0	T551	24	255	241	0,5
		100	234	227	0,5
		150	207	186	0,5
		205	172	138	1,0
		260	124	83	3,0
		315	59	34	10,0
		370	34	17	25,0
242.0	T571	24	276	234	1,0
		100	276	234	1,0
		150	255	227	1,0
		205	193	152	2,0
		260	90	55	15,0
		315	55	28	35,0
		370	34	21	60,0
296.0	T4	24	248	152	7,5
		100	227	152	7,5
		150	207	138	8,0
		205	103	62	12,0
		260	52	34	25,0
		315	28	17	65,0
296.0	T6	24	276	179	5,0
		100	241	159	5,0
		150	200	159	5,0
		205	117	76	15,0
		260	48	27	25,0
		315	24	17	75,0
		370	17	10	100,0
336.0	T551	24	248	193	0,5
		100	241	172	1,0
		150	214	152	1,0
		20	179	103	2,0
		260	124	69	5,0
		315	69	28	10,0
		370	34	21	45,0
332.0	T5	24	248	193	1,0
		100	227	186	1,0
		150	214	165	2,0
		205	172	110	3,0
		260	131	83	6,0
		315	83	55	15,0
		370	55	41	25,0
355.0	T51	-196	290	186	2,0
		-44	276	169	4,0

Марка сплава	Состояние после термообработки	Температура испытания, °С	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\sigma, \%$
			(l ₀ = 50 мм)		
			МПа		
355.0	Т6	-8	245	155	3,0
		24	207	165	2,0
		100	193	165	3,0
		150	157	138	4,0
		205	103	69	19,0
		260	65	34	33,0
		315	41	21	38,0
		370	24	14	60,0
		-217	489	420	2,0
		-196	410	365	3,0
		-44	348	314	4,0
		-8	—	—	—
		24	290	186	4,0
		100	276	186	5,0
		150	221	172	10,0
		205	131	90	20,0
260	65	34	40,0		
315	41	21	50,0		
370	24	14	60,0		
355.0	Т61	-217	483	365	2,0
		-196	383	338	3,0
		-44	345	252	6,0
		-8	—	—	—
24	327	241	5,0		
355.0	Т62	-196	427	324	3,0
		-44	379	303	2,0
		-8	372	296	3,0
		24	310	276	1,5
355.0	Т71	-196	365	276	3,5
		-44	317	248	4,0
		-8	310	245	4,5
		24	248	214	3,0
		100	227	200	4,0
		150	200	179	8,0
		205	131	90	20,0
		260	65	34	40,0
		315	42	21	50,0
		370	24	14	60,0
С355.0	Т61	-196	386	255	7,0
		-44	345	234	7,0
		-8	331	234	7,0
		24	317	234	6,0
		100	296	234	6,0
		150	262	234	10,0
		205	96	69	40,0
		260	45	38	60,0
		331	28	21	70,0
		337	24	17	90,0

Марка сплава	Состояние после термообработки	Температура испытания, °С	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\alpha, \%$
			$(l_0 = 50 \text{ мм})$		
			МПа		
356.0	Т6**	-196	331	221	5,0
		-44	276	193	5,0
		-8	269	186	5,0
		24	276	186	5,0
		100	207	172	6,0
		150	145	117	10,0
		205	83	59	30,0
		260	52	34	55,0
		315	31	21	70,0
370	17	14	80,0		
356.0	Т7	-196	300	196	6,0
		-44	241	172	9,0
		-8	234	172	9,0
		24	221	172	9,0
		100	186	158	10,0
		150	145	117	20,0
		205	83	59	40,0
		260	48	34	55,0
		315	28	21	70,0
370	17	14	80,0		
A356.0	Т61	24	283	207	10,0
		150	145	117	20,0
		205	83	59	40,0
		260	52	34	55,0
		315	28	21	70,0
370	17	14	80,0		

*1 См. сн. *1 к табл. 8.3.

*2 В таблице даны минимальные значения свойств после выдержки в течение 10 000 ч при температуре испытания.

*3 Свойства после выдержки в течение 100 ч при температуре испытания.

Т а б л и ц а 8.9. Механические свойства литейных алюминиевых сплавов при литье под давлением в зависимости от температуры испытания*1

Марка сплава	Состояние после термообработки	Температура испытания, °С	σ_B^{*2}	$\sigma_{0,2}^{*2}$	$G, \%$
			$(l_0 = 50 \text{ мм})$		
			МПа		
360.0	Г	-44	334	186	4,0
		-8	327	193	4,0
		24	324	172	3,0
		100	303	172	2,0
		149	241	165	4,0
		205	152	96	8,0

Марка сплава	Состояние после термообработки	Температура испытания, °С	МПа		$\sigma, \%$ ($l_0 = 50 \text{ мм}$)		
			σ_B^{*2}	$\sigma_{0,2}^{*2}$			
A360.0	F	260	83	52	20,0		
		315	48	31	35,0		
		370	31	21	40,0		
		24	317	165	5,0		
		100	296	165	3,0		
		150	234	159	5,0		
		205	145	90	14,0		
		260	76	45	30,0		
		315	45	28	45,0		
380.0	F*3	370	28	17	45,0		
		-196	407	207	2,5		
		-44	338	165	2,5		
		-8	338	165	3,0		
		24	331	165	3,0		
		100	310	165	4,0		
		150	234	83	5,0		
		205	165	110	8,0		
		260	90	55	20,0		
		315	42	28	30,0		
		370	28	17	35,0		
		A380.0	F	24	324	159	4,0
				100	303	159	5,0
150	227			145	10,0		
205	159			103	15,0		
260	83			48	30,0		
315	41			28	45,0		
370	28			17	45,0		
384.0				24	324	172	1,0
				100	317	172	1,0
		150	262	165	2,0		
		205	179	124	6,0		
		260	96	62	25,0		
		315	48	28	45,0		
		370	31	17	45,0		
		413.0		-196	372	179	4,0
				-44	324	162	5,0
-8	321			159	5,5		
24	296			145	2,5		
100	255			138	5,0		
150	221			131	8,0		
205	165			103	15,0		
260	90			62	30,0		
315	-			31	35,0		
370	31			17	40,0		
443.0				-196	310	131	14,0
				-44	241	110	12,0
				-8	241	110	13,0
		24	227	110	9,0		
		100	193	110	9,0		

Марка сплава	Состояние после термобработки	Температура испытания, °С	$\sigma_{\text{В}}^{\text{вз}}$	$\sigma_{0,2}^{\text{вз}}$	$\sigma, \%$ ($l_0 = 50 \text{ мм}$)
			МПа		
518.0	Г	150	152	103	10,0
		205	110	83	25,0
		260	62	41	30,0
		315	34	24	35,0
		-44	352	145	14,0
		-8	345	196	10,0
		24	310	186	8,0
		100	276	172	8,0
		150	221	145	25,0
		205	145	103	40,0
		260	90	62	45,0
		315	59	31	45,0
		370	34	17	45,0

*¹ См. см. *² к табл. 8.3.

*² В таблице даны минимальные значения свойств после выдержки в течение 10 000 ч при температуре испытания.

*³ Свойства после выдержки в течение 1000 ч при температуре испытания.

ных сплавов при повышенных и низких температурах. Эти данные свидетельствуют о том, что медь повышает прочность при повышенных температурах. Из этих таблиц видно также, что при изменении температур испытания от комнатной до -196°C временное сопротивление разрыву при растяжении и предел текучести увеличиваются, а относительное удлинение либо не меняется, либо незначительно снижается.

Сплавы Al — Mg. В эту группу входят четыре двойных сплава и модификация трех из этих сплавов. Для сплавов этой группы характерны высокая коррозионная стойкость, хорошая обрабатываемость резанием и привлекательный внешний вид после анодирования. По сравнению с Al — Si сплавами при изготовлении отливок из Al — Mg сплавов необходимы заливка под давлением в форму, тщательное соблюдение местоположения и размеров выпоров, а также использование холодильников для получения плотных отливок. Плавку и разливку этих сплавов, вследствие их повышенной окисляемости, следует вести в контролируемых условиях.

Сплав 514 является двойным сплавом с 4 % Mg; обычно его отливают в песчаные формы. Литейные характеристики сплавов типа 514 несколько улучшают введением добавок цинка или кремния. Из сплава 513 (4 % Mg; 1,8 % Zn) могут быть изготовлены методами литья в кокиль и под давлением детали несложной конфигурации. Сплав 512 (0,4 % Mg; 1,8 % Si) обычно используют для литья в песчаные формы, но его можно отливать также и в кокиль. Для литья в песча-

ные формы предназначен также сплав 511 (4 % Mg ; 0,5 % Si). Добавка кремния несколько снижает прочностные свойства, но в данном случае это не имеет особого значения, поскольку указанные сплавы обычно используют для деталей, основным требованием для которых является коррозионная стойкость или декоративный вид.

Сплавы 535 (7 % Mg; 0,2 % Mn) и B535 (7 % Mg) обычно отливают в песчаные формы. Оба сплава имеют высокие прочностные свойства без термической обработки, и они пригодны для использования в сварных узлах. Сплавы 518 (8 % Mg) и A535 (аналог сплава 535, но менее чистый по примесям) предназначены для литья под давлением, однако расплавы их склонны к окислению и имеют пониженную жидкотекучесть по сравнению со сплавами, легированными кремнием. Эти сплавы используют в случаях, когда необходимы высокая коррозионная стойкость и хороший внешний вид изделий.

Прекрасным сочетанием прочности, пластичности и ударной вязкости обладает сплав 520-T4 (10 % Mg). Он предназначен для литья в песчаные формы; для обеспечения высоких прочностных свойств необходимы мелкозернистая структура и практически полная очистка от водорода и натрия. Наилучшее сопротивление коррозии под напряжением достигается при закалке в масле или ступенчатой закалкой в воде. Даже незначительный нагрев термически обработанного сплава существенно снижает прочностные свойства при комнатной температуре и сопротивление коррозионному растрескиванию. Сплав 520-T4 склонен к старению при температурах незначительно выше комнатной, а также при солнечном нагреве, поэтому по истечении некоторого времени у него снижаются пластичность и ударная вязкость.

Сплавы Al - Si (эвтектические и доэвтектические). Сплавы, в которых кремний является основным легирующим элементом, составляют самую важную группу промышленных литейных сплавов (силумины) благодаря прекрасным литейным свойствам по сравнению с другими сплавами. Физические и механические свойства этих сплавов находятся в широких пределах, что дает возможность выбора сплава с необходимыми параметрами. Литейные и коррозионные характеристики, данные по обрабатываемости резанием и свариваемости этих сплавов приведены в табл. 8.10—8.12.

Т а б л и ц а 8.10. Литейные свойства, коррозионная стойкость, обрабатываемость резанием и свариваемость литейных алюминиевых сплавов при литье в песчаные формы*1

Марка сплава	Горячеломкость	Герметичность	Жидкотекучесть*3	Усадка*4	Коррозионная стойкость*5	Обрабатываемость резанием*6	Свариваемость*7
201.0	4	3	3	4	4	1	2
208.0	2	2	2	2	4	3	3
213.0	3	3	2	3	4	2	2

Марка сплава	Горячеломкость	Герметичность	Жидкотекучесть* ³	Усадка* ⁴	Коррозионная стойкость* ⁵	Обрабатываемость резанием* ⁶	Свариваемость* ⁷
222.0	4	4	3	4	4	1	3
240.0	4	4	3	4	4	3	4
242.0	4	3	4	4	4	2	3
A242.0	4	4	3	4	4	2	3
295.0	4	4	4	3	3	2	2
319.0	2	2	2	2	3	3	2
354.0	1	1	1	1	3	3	2
355.0	1	1	1	1	3	3	2
A356.0	1	1	1	1	2	3	2
357.0	1	1	1	1	2	3	2
359.0	1	1	1	1	2	3	1
A390.0	3	3	3	3	2	4	2
A443.0	1	1	1	1	2	4	4
444.0	1	1	1	1	2	4	1
511.0	4	5	4	5	1	1	4
512.0	3	4	4	4	1	2	4
514.0	4	5	4	5	1	1	4
520.0	2	5	4	5	1	1	5
535.0	4	5	4	5	1	1	3
A535.0	4	5	4	4	1	1	4
B535.0	4	5	4	4	1	1	4
705.0	5	4	4	4	2	1	4
707.0	5	4	4	4	2	1	4
710.0	5	3	4	4	2	1	4
711.0	5	4	5	4	3	1	3
712.0	4	4	3	3	3	1	4
713.0	4	4	3	4	2	1	3
771.0	4	4	3	3	2	1	—
772.0	4	4	3	3	2	1	—
850.0	4	4	4	4	3	1	4
851.0	4	4	4	4	3	1	4
852.0	4	4	4	4	3	1	4

*¹ При сравнении характеристик цифра 1 соответствует наилучшим свойствам, цифра 5 — наихудшим. Свойства сплава зависят от метода литья.

*² Способность сплава сопротивляться напряжениям сжатия при охлаждении в температурном интервале горячеломкости.

*³ Способность расплавленного металла к заполнению формы и тонких сечений.

*⁴ Уменьшение объема при затвердевании сплава, оцениваемое количеством металла, доливаемого для компенсации усадки.

*⁵ Оценивается по испытаниям при обрызгивании стандартных образцов соевым раствором.

*⁶ Оценивается по легкости обработки, типу стружки, качеству поверхности и стойкости инструмента. Термически упрочняемые сплавы сравнивали в состоянии Т6; другие состояния, особенно отожженное, имеют более низкие характеристики.

*⁷ Оценка по способности сплава свариваться методом сварки плавлением с присадочной проволокой из того же сплава.

Т а б л и ц а 8.11. Литейные свойства, коррозионная стойкость, обрабатываемость резанием и свариваемость литейных алюминиевых сплавов, отлитых в кокиль *¹

Марка сплава	Сопротив- ление го- рячим тре- нцинам * ²	Герме- тич- ность	Жидкоте- кучесть * ³	Усад- ка * ⁴	Коррози- онная стой- кость * ⁵	Обраба- тывае- мость ре- занием * ⁶	Сваривае- мость * ⁷
201.0	4	3	3	4	4	1	2
213.0	3	3	2	3	4	2	2
222.0	4	4	3	4	4	1	3
238.0	2	3	2	2	4	2	3
240.0	4	4	3	4	4	3	4
296.0	4	3	4	3	4	3	4
308.0	2	2	2	2	4	3	3
319.0	2	2	2	2	3	3	2
332.0	1	2	1	2	3	4	2
333.0	1	1	2	2	3	3	3
336.0	1	2	2	3	3	4	2
354.0	1	1	1	1	3	3	2
355.0	1	1	1	2	3	3	2
С355.0	1	1	1	2	3	3	2
356.0	1	1	1	1	2	3	2
А356.0	1	1	1	1	2	3	2
357.0	1	1	1	1	2	3	2
А357.0	1	1	1	1	2	3	2
359.0	1	1	1	1	2	3	1
А390.0	2	2	2	3	2	4	2
443.0	1	1	2	1	2	5	1
А444.0	1	1	1	1	2	3	1
512.0	3	4	4	4	1	2	4
513.0	4	5	4	4	1	1	5
711.0	5	4	5	4	3	1	3
771.0	4	4	3	3	2	1	—
772.0	4	4	3	3	2	1	—
850.0	4	4	4	4	3	1	4
851.0	4	4	4	4	3	1	4
852.0	4	4	4	4	3	1	4

*¹ - *⁷ См. см. *¹ - *⁷ к табл. 8.10.

В двойных Al — Si сплавах высокая коррозионная стойкость сочетается с хорошей свариваемостью и малой плотностью. Хотя отливки из этих сплавов несколько труднее обрабатывать резанием, чем сплавы систем Al — Cu или Al — Mg, все операции резания вполне отработаны, причем обычно используют твердосплавный режущий инструмент и соответствующие охлаждающие жидкости и смазки. Установлено, что алмазные резцы имеют гораздо более высокую стойкость при обработке сплавов системы Al — Si.

Сплав 443 (5,3 % Si) может быть использован при изготовлении всеми методами литья деталей, для которых высокая коррозионная

Т а б л и ц а 8.12. Литейные свойства, коррозионная стойкость, обрабатываемость резанием и свариваемость литейных алюминиевых сплавов, отлитых методом литья под давлением*¹

Марка сплава	Сопротивление горячим трещинам * ²	Герметичность	Жидкотекучесть * ³	Коррозионная стойкость * ⁴	Обрабатываемость резанием * ⁵	Свариваемость * ⁶
360.0	1	1	2	2	3	4
A360.0	1	1	2	2	3	4
364.0	2	2	1	3	4	3
380.0	2	1	2	5	3	4
A380.0	2	2	2	4	3	4
384.0	2	2	1	3	3	4
390.0	2	2	2	2	4	2
413.0	1	2	1	2	4	4
443.0	2	3	3	2	5	4
515.0	4	5	5	1	2	4
518.0	5	5	5	1	1	1

*¹ - *³ См. сн. *¹ - *³ к табл. 8.10.

*⁴ - *⁶ См. сн. *⁵ - *⁷ к табл. 8.10.

стойкость, пластичность и герметичность более важны, чем прочностные характеристики. При литье под давлением сплавы 413 и A413 (12 % Si) также имеют высокую коррозионную стойкость, но превосходят сплав 443 в отношении литейных свойств и герметичности. Сплав A444 (7 % Si) с добавкой железа (0,2 % Fe) обладает высокой коррозионной стойкостью и отличается повышенной пластичностью при литье в кокиль после термической обработки по режиму T4. Этот сплав используют в тех случаях, когда первостепенную важность имеет сопротивление ударным нагрузкам.

Сплавы 413, 443 и 444 составляют важную группу двойных Al - Si сплавов. Однако основными промышленными литейными сплавами являются сплавы другой группы, в которых хорошие литейные свойства достигаются за счет легирования кремнием, а добавка меди повышает прочность и улучшает обрабатываемость резанием. При этом несколько снижаются пластичность и коррозионная стойкость. Сплав 319 (6 % Si; 3,5 % Cu) используют главным образом для изготовления деталей общего назначения методом литья в песчаные формы. Его можно применять также и для кокильного литья. Сплав 380 (8,5 % Si; 3,5 % Cu) предназначен для литья под давлением. Для литья в кокиль разработан сплав 333 (9,0 % Si; 3,5 % Cu). Отливки большой номенклатуры из указанных сплавов применяют только в литом состоянии (без термической обработки). Некоторые отливки подвергают термической обработке до состояния T5 для повышения твердости, улучшения обрабатываемости резанием и размерной стабильности. Прочность сплавов 319 и 333 может быть значительно

повышена полной термической обработкой до состояния Т6. Сплав 380, как и некоторые другие сплавы для литья под давлением, мог бы иметь преимущества в состоянии Т6 или Т7. Однако сущность процесса литья под давлением такова, что при нагреве под закалку в отливках наблюдается склонность к образованию пузырей, поэтому указанные состояния неприменимы для таких сплавов.

В другую группу сплавов для литья под давлением входят сплавы 308, 333, 383 и 384 и модификации этих сплавов, содержащие до 3 % Zn и другие элементы примесей. Сравнительная оценка литейных свойств, коррозионной стойкости, обрабатываемости резанием и свариваемости литейных сплавов, предназначенных для литья в кокиль и под давлением, дана в табл. 8.11, 8.12.

Сплавы системы Al — Si, упрочняемые выделениями Mg_2Si , образуют еще одну группу сплавов, среди которых наиболее широко применяют сплав 356 (7 % Si ; 0,3 % Mg) и его модификацию более высокой чистоты — сплав А356. Вся группа этих сплавов (Al — Si — Mg) имеет прекрасные литейные свойства, герметичность, свариваемость и коррозионную стойкость. Для обеспечения различных сочетаний прочностных и физических свойств, которые важны в ряде случаев, например для деталей самолетов и автомобилей, эти сплавы подвергают термической обработке. Сплав 357 по составу близок к сплаву 356, но содержит больше магния (0,5 %). Посредством термической обработки в нем может быть достигнут более высокий уровень прочности.

Сплавы А356 и А357 представляют собой модификации сплавов 356 и 357 повышенной чистоты; в сплаве А357 присутствует также небольшая добавка бериллия. Оба сплава за счет повышения чистоты имеют более высокую пластичность, чем их исходные аналоги. Среди сплавов, обеспечивающих высококачественное литье в песчаные формы и в кокиль, сплавы А356 и А357 предназначены для использования в оборонной и авиационной промышленности.

Другими сплавами системы Al — Si — Mg_2Si являются сплав 359 (9 % Si; 0,6 % Mg) и предназначенный для литья под давлением сплав 360 (10,5 % Si; 0,5 % Mg), а также сплавы А360 (с более низким содержанием железа, чем в сплаве 360) и 364 (8,5 % Si; 0,3 % Mg; 0,4 % Cr; 0,03 % Be), в которых высокий уровень прочности и пластичности сочетается с хорошими литейными характеристиками. Коррозионная стойкость всех сплавов этой группы выше, чем у сплавов общего назначения 319 и 380, рассмотренных ранее.

Ряд сплавов системы Al — Si легирован одновременно магнием и медью, что позволяет, используя термическую обработку, значительно повысить свойства по сравнению со сплавами, содержащими только одну из этих добавок. Однако повышение прочности сопровождается некоторым снижением пластичности и коррозионной стойкости. Типичным представителем этой группы сплавов является сплав 355 (5 % Si; 1,3 % Cu; 0,5 % Mg) и модификация этого сплава С355 (для высококачественного литья). Из сплава С355 изготавливают

корпуса компрессоров, ротора и крыльчатки компрессоров. Если основным требованием при выборе сплава являются высокие прочностные свойства, то применяют сплав 354 в термообработанном состоянии (9 % Si; 1,8 % Cu; 0,5 % Mg).

Для изготовления поршней автомобильных двигателей внутреннего сгорания используют отливки из сплава 332 (9,5 % Si; 3 % Cu; 1 % Mg), полученные литьем в кокиль. Для дизельных двигателей и двигателей более высокой мощности часто применяют сплав 336 с большим содержанием кремния, легированный никелем (12 % Si; 2,5 % Ni; 1 % Cu; 1 % Mg). Этот сплав имеет повышенную жаропрочность, более низкий коэффициент линейного расширения и хорошую износостойкость. Обычно поршни термически обрабатывают по режиму T5 (или по режимам, соответствующим разновидностям режима T5, например, T551) для повышения твердости, улучшения обрабатываемости резанием и размерной стабильности.

При литье сплавов системы Al — Si в песчаные формы и в кокиль часто необходимо модифицирование эвтектики для повышения прочности, пластичности, герметичности и лучшей обрабатываемости резанием. Традиционный способ модифицирования — введение в расплав малых добавок натрия (0,001–0,003 %); в настоящее время используют и другие добавки, которые описаны далее в этой главе.

Завтектические Al — Si сплавы. К этой группе относятся сплавы с содержанием кремния свыше 12 %. Эти сплавы имеют прекрасную износостойкость, пониженный коэффициент линейного расширения и очень хорошие литейные свойства. Однако указанные сплавы нашли лишь ограниченное применение из-за наличия в структуре очень твердой кремниевой составляющей, которая значительно снижает стойкость режущего инструмента. Кроме того, еще недостаточно ясны специфика производства и особые требования к сплавам этой системы, необходимые для точного контроля микроструктуры и пористости отливок, которые существуют для доэвтектических промышленных силуминов.

Завтектические Al — Si сплавы используют в Европе в течение многих лет для поршней двигателей внутреннего сгорания и других аналогичных случаев эксплуатации деталей при повышенных температурах. В США на протяжении ряда лет для таких целей применяют сплав 393 (22 % Si; 2,3 % Ni; 1,3 % Cu; 1 % Mg; 0,1 % V).

В начале 70-х годов из сплава 390 методом литья под давлением был изготовлен первый цельноалюминиевый блок двигателя без стальных гильз или гальванопокрытий на камере сгорания. С тех пор в Европе были разработаны и выпущены в производство двигатели для пяти марок автомобилей, пользующихся наибольшим спросом, в которых использован сплав 390, и камера сгорания без покрытий. Быстро растущее применение сплава 390 (17 % Si; 4,5 % Cu; 0,5 % Mg) объясняется его высокой износостойкостью и прочностью. В настоящее время сплав 390 широко используют в небольших двигателях (например, для цепных пил), для шайб компьютерных дисков, порш-

ней компрессоров воздушного охлаждения, тормозных цилиндров, насосов и других деталей автоматических передач.

Заэвтектические Al — Si сплавы обладают прекрасной жидкотекучестью и отличной обрабатываемостью резанием с точки зрения качества поверхности и характера образующейся стружки. Разработка режущего инструмента с поликристаллическими алмазными насадками разрешила проблему низкой износостойкости резцов при обработке этих сплавов. Для обеспечения наилучшей обрабатываемости резанием, необходимых механических свойств и эксплуатационных качеств деталей из заэвтектических силуминов необходима соответствующая обработка расплава, позволяющая регулировать размер частиц первичного кремния. Эту обработку, называемую рафинированием, производят введением в расплав сотых долей процента фосфора, который играет роль затравки для выделений первичного кремния при затвердевании. Установлено, что размер частиц первичного кремния в сплаве, подвергнутому рафинированию, составляет всего 8—10 % по сравнению с размерами этих частиц в нерафинированном сплаве. При литье под давлением заэвтектических силуминов рафинирование необязательно, поскольку благодаря быстрому затвердеванию и турбулентности расплава создаются условия для образования мелкозернистой структуры. Следует иметь в виду, что перед проведением рафинирования необходимо удалить из расплава натрий, так как он образует с фосфором фосфид натрия, при этом уничтожается рафинирующий эффект фосфора.

Сплавы Al — Zn. Сплавы этой системы имеют ряд привлекательных свойств, но и некоторые трудности в литье. Обычно эти сплавы имеют хорошую обрабатываемость резанием и высокую температуру плавления (температуру солидуса), что делает их пригодными для использования в узлах, соединяемых пайкой. Прочность этих сплавов в литом состоянии довольно существенно повышается в результате естественного старения при комнатной температуре в течение относительно короткого периода времени. При литье в песчаные формы необходима тщательно спроектированная и отработанная литниковая система для обеспечения направленной кристаллизации и достаточного питания формы расплавом с целью получения доброкачественной отливки. Литье в кокиль для этих сплавов затруднено из-за образования горячих трещин практически во всех случаях, кроме отливок простейшей формы.

Прочностные свойства отливок из сплавов системы Al — Zn — Mg в литом состоянии (F) быстро изменяются в течение первых нескольких недель вылеживания при комнатной температуре вследствие естественного старения. По истечении этого срока старение продолжается с постоянно убывающей скоростью. Сплавы этой системы могут быть термически обработаны по режимам T6 и T7. Применение Al — Zn сплавов, прочность которых в значительной степени возрастает при естественном старении без дополнительной термической обработки, це-

лесообразно для отливок такой формы, которые невозможно подвергнуть закалке без образования трещин или коробления.

Сплавы Al — Sn. Сплавы с оловом разработаны для тяжело нагруженных подшипников и втулок, для которых важна усталостная прочность. Важной характеристикой этих сплавов является коррозионная стойкость в среде смазочных масел в двигателях внутреннего сгорания. С этой точки зрения Al — Sn сплавы превосходят по коррозионной стойкости многие другие подшипниковые материалы. Все четыре сплава этой группы можно использовать для литья как в песчаные формы, так и в кокиль. Однако, учитывая значительную склонность этих сплавов к образованию горячих трещин, для получения качественных отливок необходим тщательный контроль литниковой системы и технологии литья.

Отливки из сплава типа 850 обычно обрабатывают по режиму T5 для повышения прочности при сжатии. Некоторые отливки в состоянии T5 подвергают холодному обжатию в осевом направлении на 4 % (состояние T101), что значительно повышает предел текучести при сжатии. Сплавы 850 и 851 используют главным образом для шатунов и картеров дизельных двигателей. Сплавы 852 и 853 имеют более высокие предел текучести при сжатии и твердость, они применяются для изготовления опор подшипников тяжело нагруженных транспортных средств.

8.2. МАЛОРАСТВОРИМЫЕ ДОБАВКИ И ПРИМЕСИ

Кремний. В ряде случаев максимально допустимое содержание кремния в сплаве оговаривается в технических условиях для сплавов систем Al — Mg и Al — Zn — Mg, поскольку кремний в этих сплавах оказывает вредное влияние на прочностные свойства.

Железо. В большинстве промышленных литейных сплавов, предназначенных для литья в песчаные формы и в кокиль, допустимое содержание железа ограничено в пределах 0,8—1,0 %, так как при большей концентрации ухудшаются способность расплава к заполнению формы и механические свойства (особенно пластичность). В сплавах системы Al — Mg концентрация железа составляет 0,25—0,5 %, что необходимо для обеспечения требуемых прочностных свойств.

В случае высокопрочных Al — Si — Mg и Al — Mg — Si сплавов допустимое содержание железа не должно превышать 0,2 %, чтобы были обеспечены требуемые значения пластичности и вязкости разрушения (см. табл. 8.8). Железо образует с другими элементами в сплавах нерастворимые соединения, которые охрупчивают материал, играя роль острых концентраторов напряжений. Поэтому в тех случаях, где необходима высокая пластичность, содержание железа должно быть сведено к минимуму.

Считается, что в сплавах для литья под давлением желателен высокий уровень содержания железа $\geq 1,0$ % для уменьшения налипания расплава на форму. Алюминий имеет сродство к железу, он взаимодействует со сталь-

ной литейной формой и растворяет ее, и этот процесс практически сходен с пайкой. При содержании железа $\geq 1\%$ налипание сплава минимально. Образование тройной Al — Fe — Si эвтектики имеет место при $\sim 0,8\%$ Fe. При содержании $\geq 1\%$ Fe отсутствует движущая сила для дальнейшего процесса растворения материала формы расплавом алюминиевого сплава.

Бериллий. Добавки бериллия в количестве нескольких сотых долей процента вводят в сплавы системы Al — Mg для защиты расплава от окисления. Такое же количество бериллия добавляют в сплав Al — Si — Mg для изменения морфологии фаз, содержащих железо, таким образом повышая пластичность. Однако в промышленной практике использование бериллия строго ограничивается из-за его токсичности. Такие же жесткие ограничения имеют место в отношении допустимого содержания паров бериллия в атмосфере при сварке сплавов, содержащих бериллий.

Хром и марганец иногда вводят отдельно или совместно, как правило, в количествах менее 1% для повышения жаропрочности сплавов 240, 243, 328 и 392. Хром и (или) марганец добавляют также в сплавы 363, 535, 705 и 707 для изменения морфологии Al — Fe — Si составляющей, тем самым улучшая механические свойства при комнатной температуре, особенно пластичность.

Никель в количестве до 2,5% повышает жаропрочность сплавов. Примерами таких сплавов являются сплавы 339 (1% Ni) и 336, 242, A242 и 243 (2% Ni).

Титан, бор и цирконий. Небольшие добавки титана используют для измельчения зеренной структуры первичного алюминия в большинстве литейных сплавов, предназначенных для литья в песчаные формы и в кокиль. Бор в количестве нескольких тысячных долей процента часто вводят вместе с титаном для усиления рафинирующего эффекта и сохранения способности к рафинированию при повторном переплаве. Цирконий также играет роль рафинирующей добавки, но для достижения такого же эффекта, как у титана, или при совместном введении титана и бора требуются большие количества циркония.

Натрий, кальций, стронций и сурьма. Каждый из этих элементов используют для изменения строения алюминиево-кремниевой эвтектики в сплавах, содержащих от 5 до 11% Si. Если не производить модифицирование, колонии эвтектики будут иметь вид грубых игл или пластин. При такой микроструктуре механические свойства, в частности, относительное удлинение, ниже, чем когда эвтектика образуется в виде небольших округлых выделений.

Иглообразные и пластинчатые колонии Al — Si эвтектики при модифицировании становятся мелкими сферическими, при этом улучшаются литейные характеристики и механические свойства. Обычно это происходит при добавках натрия, стронция или других модификаторов.

Натрий обычно вводят в расплав в виде чистого металла, завернутого в алюминиевую фольгу. Как правило, для проведения операции

модифицирования достаточно 0,001–0,003 % Na в зависимости от содержания кремния и метода литья (в песчаные формы или в кокиль). Даже при тщательном контроле операции модифицирования обычно приходится несколько раз добавлять натрий, чтобы добиться необходимого его содержания в расплаве.

Стронций при использовании в качестве модификатора вводят в виде лигатуры Al – Sr или Al – Si – Sr. Добавки стронция составляют 0,01–0,03 %.

В поведении натрия и стронция после их введения в расплав наблюдается различие. Модифицирующий эффект обоих элементов постепенно исчезает при выстаивании расплава. Эффект модифицирования пропадает непосредственно после выгорания натрия. Что касается стронция, то его действие как модификатора усиливается при выстаивании расплава в течение нескольких часов, после чего оно сохраняется до тех пор, пока содержание стронция не станет очень низким. Необходимо обратить внимание на то, что не следует вводить избыточное количество натрия или стронция, поскольку это может привести к отрицательному результату¹. Обычно для этого требуется очень большой избыток элементов-модификаторов по сравнению с рекомендуемыми количествами. Для быстрого модифицирования и сохранения эффекта модификаторов допустимо совместное введение натрия и стронция, а в некоторых случаях это желательно.

Действие сурьмы как модификатора проявляется в превращении алюминиево-кремниевой эвтектики в пластинчатые колонии при сохранении всех особенностей процесса модифицирования, свойственных другим элементам-модификаторам. Вместе с тем сурьма не имеет широкого применения из-за токсичности и гигиенических соображений. Однако сурьма обладает наиболее устойчивым модифицирующим эффектом по сравнению с натрием или стронцием.

В качестве модификаторов Al – Si сплавов можно рассматривать кальций и ряд других элементов, однако действие их менее эффективно и используют их реже, чем рассмотренные выше модификаторы.

Висмут, свинец и олово. Такие элементы, как висмут или свинец, образуют мелкие нерастворимые глобулы в литой микроструктуре, что способствует ломкости стружки и уменьшает ее длину при обработке резанием. Установлено, что, если свинец и висмут присутствуют в сплаве в достаточном количестве (обычно по 0,5 % каждого), это позволяет повысить скорость резания и уменьшить расход охлаждающей эмульсии. Для олова характерно также улучшение обрабатываемости резанием литейных сплавов, но основное его назначение – улучшение свойств подшипниковых сплавов, что описано ранее на примере сплавов серии 8XX.

¹ Происходит образование грубых поперечных кристаллов интерметаллидов. (Прим. ред.).

Фосфор. Рафинирующее влияние фосфора в количестве 0,01–0,03 % в отношении первичных выделений кремния проявляется в заэвтектических силуминах, содержание кремния в которых ≥ 12 %. Фосфор в расплаве соединяется с алюминием и образует нерастворимые частицы фосфида алюминия, кристаллографическое строение которых очень сходно с кремнием, благодаря чему эти частицы играют роль зародышей для первичного кремния. Как фосфид алюминия, так и кремний имеют кристаллическое строение алмаза и близкие параметры решетки (у кремния $a = 0,357$ нм, у фосфида алюминия 0,355 нм). Находясь вместе в расплаве, фосфор и натрий стремятся к взаимодействию друг с другом. Иногда один из этих элементов делает присутствие другого неэффективным. Так, в заэвтектических силуминах для обеспечения рафинирующего действия фосфора с целью измельчения выделений кремния необходимо, чтобы содержание натрия было на нижнем уровне. Аналогичным образом содержание фосфора в доэвтектических сплавах должно быть минимальным для проявления в полной мере модифицирующего эффекта натрия.

Перспективы развития литейных сплавов. За последние 50 лет разработано несколько сотен литейных алюминиевых сплавов. Некоторые из них устарели, их сейчас не используют в промышленности. Многие другие сплавы специального назначения, применяемые в ограниченном объеме или поставляемые по техническим условиям отдельных компаний, не рассмотрены в этом разделе. Свойства ряда сплавов, находящихся в стадии разработки и опытного опробования, также не приведены.

Всегда будет существовать потребность в сплавах, имеющих свойства или специальные характеристики, необходимые именно для данного конкретного случая применения материала. Однако количество промышленно применяемых сплавов должно периодически сокращаться совместными усилиями поставщиков и потребителей материала, поскольку это экономически выгодно для всей промышленности в целом.

9. СВОЙСТВА ПРОМЫШЛЕННЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ¹

Термин "деформируемые" означает, что определенные алюминиевые сплавы выпускаются промышленностью в виде деформированных полуфабрикатов, таких как листы, фольга, плиты, прессованные профили, трубы, поковки, штамповки, прутки, полосы и проволока. При технологических операциях изготовления и термической обработки литая структура слитка превращается в деформированную, которая может меняться от полностью рекристаллизованной до волокнистой и которая может служить характеристикой сплава и вида полуфабриката. Структура влияет на прочность, коррозионную стойкость и различные другие свойства.

В этой главе деформируемые сплавы рассмотрены, во-первых, с точки зрения метода обеспечения необходимых механических свойств (термически упрочняемые или неупрочняемые термической обработкой), а также назначения и областей применения. В некоторых случаях имеют место перекрестные ссылки; например, при чтении раздела, посвященного плакированным полуфабрикатам, читатель может получить полную подробную справку о материале сердцевины в разделе, где рассматриваются свойства этого сплава.

9.1. ОБОЗНАЧЕНИЕ СПЛАВОВ И СОСТОЯНИЙ

Под руководством Алюминиевой Ассоциации основные фирмы — производители алюминия в США пришли к соглашению о принятии четырехзначной цифровой маркировки для обозначения деформируемых алюминия и его сплавов. Первая цифра в этой маркировке служит для обозначения серии (группы) и основного легирующего элемента в этой серии сплавов:

Обозначение	Основной легирующий элемент
1XXX	> 99,00 % Al
2XXX	Cu
3XXX	Mn
4XXX	Si
5XXX	Mg
6XXX	Mg и Si
7XXX	Zn
8XXX	Элементы, не указанные выше
9XXX	Не используется

¹ Эту главу переработали следующие авторы: Н.У.Нильсен, В.Н.Пик и Дж.Д.Ергер (N.W.Nielson, V.N.Peak, J.D.Jerger, Alcoa), Дж.Фонс (J.Faulstich, Martin Marietta Laboratories), Ф.У.Гэйл и Д.С.Томпсон (F.W.Gayle, D.S.Thompson, Reynolds Metals Co), Д.Б.Калп (D.B.Kulp, Anaconda Aluminum Co), Д.М.Мур (D.M.Moore, Alcan International Ltd.), У.А.Уонг (W.A.Wong, Kaiser Aluminum and Chemical Corp.). Автором статьи аналогичного содержания в трехтомнике "Aluminum" (1967 г., США) является Дж.А.Нокк (J.A.Nock, Alcoa Research Laboratories).

В серии 1XXX две последние цифры обозначают минимальную массовую долю алюминия (%) сверх 99,00. В маркировке сплавов серий от 2XXX до 8XXX две последние цифры не имеют специального назначения и служат только для обозначения различных сплавов в пределах данной группы. Вторая цифра в маркировке обозначает модификацию сплава. Более подробное описание системы обозначений сплавов и состояний приведено в спецификации H35.1 Алюминиевой Ассоциации [1].

Американские модификации сплавов, зарегистрированные в других странах, близки, но не идентичны своим аналогам. В обозначении их отличает буква, следующая после цифровой маркировки. Сплавы, находящиеся в стадии опытного опробования, имеют перед цифровой маркировкой букву X.

При описании деформируемых сплавов целесообразно разделить их на два основных класса: термически неупрочняемые и упрочняемые термической обработкой. К термически неупрочняемым сплавам относятся все различные сорта алюминия и все сплавы, упрочнение которых достигается путем образования твердых растворов¹ и нагартовкой из отожженного состояния. Разница в свойствах термически неупрочняемых сплавов зависит от концентрации элементов, играющих роль основных примесей в некоторых сплавах. В других сплавах эти элементы являются легирующими добавками. Это хром, железо, магний, марганец, кремний и цинк. В качестве малых добавок могут быть введены другие элементы, например медь. К термически упрочняемым сплавам относятся сплавы серий 1XXX, 3XXX, 4XXX и 5XXX, хотя несколько таких сплавов имеются в сериях 7XXX и 8XXX.

Термически упрочняемые сплавы содержат один или несколько следующих элементов: медь, магний, кремний, цинк. Эти элементы в значительных количествах растворимы в алюминии при повышенных температурах, но при снижении температуры их растворимость существенно уменьшается. Именно эта особенность делает возможным упрочнение сплавов термической обработкой, как описано в разд. 5. Марганец, хром и цирконий могут быть добавлены для замедления или предотвращения рекристаллизации. Термически обрабатываемые сплавы — это серии 2XXX, 6XXX и 7XXX, несколько таких сплавов входят в серии 4XXX и 5XXX.

Полуфабрикаты из деформируемых сплавов выпускают в виде различных форм, в разных состояниях, что определяет их прочность и другие характеристики. Под руководством Алюминиевой Ассоциации разработана система обозначения состояний, которая позволяет идентифицировать тип и последовательность операций механической и термической обработок, использованных для получения данного состояния. Для полуфабрикатов каждого типоразмера из любого

¹ Эти растворы, как правило, пересыщенные (Прим. ред.).

Т а б л и ц а 9.1. Состав промышленных термически неупрочняемых деформируемых сплавов

Марка сплава	Номинальная массовая доля легирующих элементов, %					
	Si	Cu	Mn	Mg	Cr	Al и прочие добавки
1199	—	—	—	—	—	99,99 Al
1180	—	—	—	—	—	99,80 Al
1060	—	—	—	—	—	99,60 Al
1350	—	—	—	—	—	99,50 Al
1145	—	—	—	—	—	99,45 Al
1235	—	—	—	—	—	99,35 Al
1100	—	0,12	—	—	—	99,00 Al
3102*	—	—	0,22	—	—	Ост. Al
3003	—	0,12	1,2	—	—	"
3004	—	—	1,2	1,0	—	"
3104	—	0,15	1,1	1,0	—	"
3005	—	—	1,2	0,40	—	"
3105	—	—	0,6	0,50	—	"
4043	5,2	—	—	—	—	"
4343	7,5	—	—	—	—	"
4643	4,1	—	—	0,20	—	"
4045	10,0	—	—	—	—	"
4145	10,0	4,0	—	—	—	"
4047	12,0	—	—	—	—	"
5005	—	—	—	0,8	—	"
5042	—	—	0,35	3,5	—	"
5050	—	—	—	1,4	—	"
5052	—	—	—	2,5	0,25	"
5252	—	—	—	2,5	—	"
5154	—	—	—	3,5	0,25	"
5454	—	—	0,8	2,7	0,12	"
5654	—	—	—	3,5	0,25	0,10 Ti; ост. Al
5056	—	—	0,12	5,0	0,12	Ост. Al
5456	—	—	0,8	5,1	0,12	"
5457	—	—	0,30	1,0	—	"
5657	—	—	—	0,8	—	"
5082	—	—	—	4,5	—	"
5182	—	—	0,35	4,5	—	"
5083	—	—	0,7	4,4	0,15	"
5086	—	—	0,45	4,0	0,15	"
7072	—	—	—	—	—	1,0 Zn; ост. Al
8001	—	—	—	—	—	0,6 Fe; 1,1 Ni; ост. Al
8280	1,5	1,0	—	—	—	0,45 Ni; 6,2 Sn; ост. Al
8081	—	1,0	—	—	—	20 Sn; ост. Al

* Начиная с этого сплава и до конца таблицы в состав сплавов входят указанные элементы, остальное — алюминий.

сплава установлены определенные пределы механических свойств, для некоторых сплавов указываются расчетные характеристики или специальные свойства. Более подробное описание системы обозначения

Т а б л и ц а 9.2. Состав промышленных деформируемых термически упрочняемых сплавов*

Марка сплава	Номинальная массовая доля легирующих элементов, %						
	Si	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	прочие
2011	—	5,5	—	—	—	—	0,40 Bi; 0,40 Pb
2014	0,8	4,4	0,8	0,5	—	—	—
2017	0,5	4,0	0,7	0,6	—	—	—
2117	—	2,6	—	0,35	—	—	—
2218	—	4,0	—	1,5	—	—	2,0 Ni
2618	0,18	2,3	—	1,6	—	—	1,1 Fe; 1,0 Ni; 0,07 Ti
2219, 2419	—	6,3	0,30	—	—	—	0,10 V; 0,18 Zr; 0,06 Ti
2024, 2124, 2224	—	4,4	0,6	1,5	—	—	—
2025	0,8	4,4	0,8	—	—	—	—
2036	—	2,6	0,25	0,45	—	—	—
4032	12,2	0,9	—	1,0	—	—	0,9 Ni
6101	0,50	—	—	0,6	—	—	—
6201	0,7	—	—	0,8	—	—	—
6009	0,8	0,37	0,50	0,8	—	—	—
6010	1,0	0,37	0,50	0,8	—	—	—
6151	0,9	—	—	0,6	0,25	—	—
6351	1,0	—	0,6	0,6	—	—	—
6951	0,35	0,28	—	0,6	—	—	—
6053	0,7	—	—	1,2	0,25	—	—
6061	0,6	—	0,28	1,0	0,20	—	—
6262	0,6	0,28	—	1,0	0,09	—	0,6 Bi; 0,6 Pb
6063	0,4	—	—	0,7	—	—	—
6066	1,3	1,0	0,8	1,1	—	—	—
6070	1,3	0,28	0,7	0,8	—	—	—
7001	—	2,1	—	3,0	0,26	7,4	—
7005	—	—	0,45	1,4	0,13	4,5	0,14 Zn; 0,03 Ti
7016	—	0,8	—	1,1	—	4,5	—
7021	—	—	—	1,5	—	5,5	0,13 Zr
7029	—	0,7	—	1,6	—	4,7	—
7049	—	1,6	—	2,4	0,16	7,7	—
7050	—	2,3	—	2,2	—	6,2	0,12 Zr
7150	—	2,2	—	2,4	—	6,4	0,12 Zr
7075, 7175	—	1,6	—	2,5	0,23	5,6	—
7475	—	1,6	—	2,2	0,22	5,7	—
7076	—	0,6	0,50	1,6	—	7,5	—
7178	—	2,0	—	2,7	0,23	6,8	—

*Остальное — алюминий.

ния состояний термообработки см. в гл. 4 и 5, а также в спецификации НЗ5.1 Алюминиевой Ассоциации.

В табл. 9.1. приведены марки сплавов и номинальный состав многих стандартных термически неупрочняемых сплавов. В табл. 9.2. представлены аналогичные сведения для термически упрочняемых сплавов. Подробные, а часто новейшие сведения о составе сплавов приведены в документах Алюминиевой Ассоциации [2, 3]. Как термически упрочняемые, так и неупрочняемые сплавы выпускают в виде полуфабрикатов широкой номенклатуры, а именно:

Листы: сплавы 1060, 1350, 1145, 1100, 2014, 2219, 2024, 2036, 3102, 3003, 3004, 3005, 3104, 3105, 4343, 5005, 5042, 5050, 5052, 5252, 5154, 5454, 5056, 5456, 5457, 5657, 5082, 5182, 5083, 5086, 6009, 6010, 6951, 6061, 7005, 7016, 7021, 7029, 7050, 7072, 7075, 7475, 7178, 8001, 8280, 8081.

Плиты: 1060, 1350, 1100, 2014, 2219, 2024, 2124, 3003, 3004, 3005, 5005, 5050, 5052, 5252, 5154, 5454, 5456, 5457, 5083, 5086, 6951, 6061, 7021, 7050, 7075, 7475, 7178, 8001, 8280.

Фольга: 1199, 1180, 1145, 1235, 1100, 2024, 3003, 5005, 5052, 5056, 7072.

Холоднотянутые трубы: 1060, 1350, 1100, 2011, 2014, 2219, 2024, 3102, 3003, 3004, 5050, 5052, 5154, 5454, 5083, 5086, 6101, 6951, 6053, 6061.

Прессованные трубы: 1060, 1350, 1100, 2011, 2014, 2219, 2024, 3003, 5154, 5454, 5083, 5086, 6101, 6053, 6061, 6262, 6063, 6066, 6070, 7075, 7178, 8001.

Прессованные профили: 1060, 1350, 1100, 2011, 2014, 2219, 2024, 2224, 3003, 5154, 5454, 5456, 5083, 5086, 6006, 6101, 6105, 6351, 6053, 6061, 6262, 6063, 6463, 6066, 6070, 7001, 7029, 7050, 7150, 7075, 7178, 8001.

Катаные профили: 2014, 5456.

Полосы: 1199, 1060, 1350, 1100, 2011, 2014, 2017, 2024, 3003, 5052, 5154, 6101, 6951, 6061, 6262, 6066, 7001, 7075.

Проволока: 1199, 1060, 1350, 1100, 2011, 2014, 2017, 2117, 2219, 2024, 3003, 4043, 4343, 4643, 4145, 5005, 5052, 5154, 5654, 5056, 6201, 6151, 6951, 6053, 6061, 6262, 7075, 7178.

Прутки: 1199, 1350, 1100, 2011, 2014, 2017, 2117, 2219, 2024, 3003, 4043, 5005, 5052, 5154, 5056, 6101, 6201, 6951, 6053, 6061, 6262, 6066, 7001, 7075, 7178, 8001.

Заклепки: 1100, 2011, 2017, 2117, 2219, 2024, 3003, 5052, 5056, 6151, 6053, 6061, 7050, 7075, 7178, 8001.

Штамповки: 1100, 2011, 2014, 2017, 2218, 2618, 2219, 2024, 2124, 2025, 3003, 4032, 5052, 5456, 5083, 5086, 6101, 6151, 6053, 6061, 6066, 7049, 7050, 7075, 7175, 7076, 7178.

Поковки: 1199, 1100, 2014, 2618, 2024, 3003, 3004, 6151, 6053, 6061, 6063, 6463, 7075, 7178, 8001.

9.2. ТЕРМИЧЕСКИ НЕУПРОЧНЯЕМЫЕ СПЛАВЫ

Сверхчистый и чистый алюминий. Первым деформируемым сплавом, освоенным промышленностью, был, безусловно, сплав из группы чистого алюминия, близкий к современному технически чистому алюминию марки 1100. Деформируемые полуфабрикаты из этого сплава начали изготавливать в США с 1888 г.

Различные сорта чистого алюминия использовали в виде деформируемых полуфабрикатов для специальных целей на ранних стадиях развития алюминиевой промышленности. В начале XIX столетия алюминий высокой степени чистоты, названный сплавом ЕС, стали применять для электрических проводников. В настоящее время для электропроводников используют деформируемый чистый алюминий марки 1350, минимальное содержание алюминия в котором составляет 99,50 %. Помимо обычных примесей, присутствующих в этом сплаве, в него обычно вводят небольшие добавки бора для компенсации влияния ванадия и титана и обеспечения таким образом заданной электропроводности. В случаях, когда необходима высокая электропроводность, используют сплавы, легированные железом в количестве до 0,5 %. Чистый алюминий применяют в производстве предметов домашнего обихода и многих сортов фольги, которую изготавливают из алюминия чистотой от 98,6 до 99,99 %. Состав и свойства чистого алюминия нескольких сортов приведены в табл. 9.1 и 9.3.

Прочностные свойства различных марок чистого алюминия меняются не в таком широком диапазоне, как у сплавов, что будет рассмотрено

Т а б л и ц а 9.3. Типичные механические свойства промышленных марок чистого алюминия

Марка сплава	Состояние	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	НВ* ¹	$\tau_{ср}$	$\sigma_{т1}^{*2}$
		$(l_0 = 50 \text{ мм})$					
		МПа					
1199	О	45	10	50	—	—	—
	H18	115	110	5	—	—	—
1180	О	60	20	45	—	—	—
	H18	125	115	5	—	—	—
1060	О	70	30	43	19	50	20
	H14	100	90	12	26	60	35
	H18	130	125	6	35	75	45
1350	О	85	30	23* ³	—	55	—
	H14	110	95	—	—	70	—
	H19	185	165	2,5* ³	—	105	—
1145	О	75	35	40	—	55	—
	H18	145	115	5	—	85	—

*¹ Нагрузка 500 кг в течение 30 с, диаметр шарика 10 мм.

*² Испытания при изгибе вращающегося образца на базе $5 \cdot 10^5$ циклов на машине Мура.

*³ Удлинение на расчетной длине $l_0 = 250$ мм.

далее в этой главе. Временное сопротивление разрыву при растяжении отожженного алюминия чистотой 99,99 % составляет около 45 МПа, а предел текучести ~ 10 МПа при относительном удлинении 50 %. Деформируемые полуфабрикаты из алюминия чистотой 99,99 % в отожженном состоянии настолько мягки, что они нагартовываются даже при очень осторожном фрезеровании во время изготовления образцов. Эта нагартовка проявляется в резком повышении предела текучести (свыше 10 МПа, что типично для отожженного состояния). Сильнонагартованное состояние для сверхчистого алюминия неустойчиво, и он частично рекристаллизуется при комнатной температуре.

Различные марки чистого алюминия, используемые в промышленном масштабе, обладают более высокой прочностью и стабильными свойствами в нагартованных состояниях. В табл. 9.3 приведены свойства только нескольких марок чистого алюминия, поскольку при примерно одинаковом содержании алюминия значения прочности мало меняются в зависимости от изменения химического состава. Максимальную прочность имеют деформируемые полуфабрикаты из алюминия марки 1100. Во многих случаях при практически неизменной прочности регулирование химического состава позволяет обеспечить специальные заданные свойства, например электропроводность или коррозионную стойкость. Деформируемые полуфабрикаты из алюминия промышленной чистоты используют практически во всех отраслях промышленности и народного хозяйства, но в основном для плакировки в производстве листов и плит из алюминиевых сплавов, которая используется для повышения коррозионной стойкости термически упрочняемых сплавов или для улучшения внешнего вида термически неупрочняемых сплавов.

Сплавы системы Al — Mg. Сплавы серии 5XXX, содержащие до 6 % Mg, образуют группу сплавов типа твердых растворов [4]. При увеличении содержания магния от 1 до 6 % прочностные свойства сплавов в отожженном состоянии меняются в пределах: $\sigma_{\text{в}}$ — от 110 до 310 МПа, $\sigma_{0,2}$ — от 40 до 160 МПа. Относительное удлинение во всех случаях превышает 25 %.

Наиболее широкое применение в промышленном масштабе имеют сплавы общего назначения и конструкционные сплавы, содержащие примерно 1–5 % Mg. Сплавы, концентрация магния в которых не превышает 3 %, структурно стабильны при комнатной и повышенных температурах даже в сильнонагартованных состояниях. При более высоком содержании магния сплавы становятся нестабильными в указанных состояниях.

В 20-е годы было изготовлено лишь небольшое количество листов из сплава Al — 4 % Mg; до 30-х годов производство деформируемых полуфабрикатов из Al — Mg сплавов носило ограниченный характер. Затем были разработаны сплавы 5052, 5154 и 5056. После этого число Al — Mg сплавов стало быстро увеличиваться, о чем свидетельствуют данные табл. 9.3. Имеется всего несколько двойных промышленных сплавов общего конструкционного назначения, например спла-

вы 5005 и 5050. В сплавах 5052, 5154 и 5056 присутствуют небольшие добавки элементов, упрочняющих сплавы путем образования дисперсных выделений. Для повышения прочности или улучшения других характеристик в большинство Al — Mg сплавов вводят добавки хрома, марганца или титана (порознь или совместно), причем суммарное содержание этих элементов находится в пределах 0,25—1,0 %.

Самой высокой прочностью среди промышленных Al — Mg сплавов обладает сплав 5456, затем следуют 5083 и 5086 с более низким уровнем прочности. Сплавы 5454, 5082 и 5182 еще менее прочны. Наименьшую прочность имеют двойные сплавы 5005 и 5050 (табл. 9.4).

Т а б л и ц а 9.4. Типичные механические свойства некоторых термически неупрочняемых алюминиевых сплавов

Марка сплава	Состояние	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$ ($l_0 =$ $= 50 \text{ мм}$)	HV^*	τ_{cp}	σ_{-1}^{**}
		МПа				МПа	
1100	O	90	35	35	23	60	35
	H14	125	115	9	32	75	50
	H18	165	150	5	44	90	60
3003	O	110	40	30	28	75	50
	H14	150	145	8	40	95	60
	H18	200	185	4	55	110	70
Alclad 3003	O	110	40	30	—	75	—
	H14	150	145	8	—	95	—
	H18	200	185	4	—	110	—
3004	O	180	70	20	45	110	95
	H34	240	200	9	63	125	105
	H38	285	250	5	77	140	110
	H19	295	285	2	—	—	—
Alclad 3004	O	180	70	20	—	110	—
	H34	240	200	9	—	125	—
	H38	285	250	5	—	145	—
	H19	295	285	2	—	—	—
3104	H19	290	260	4	—	—	—
3005	O	130	55	25	—	—	—
	H14	180	165	7	—	—	—
	H18	240	225	4	—	—	—
3105	O	115	55	24	—	85	—
	H25	180	160	8	—	105	—
	H18	215	195	3	—	115	—
5005	O	125	40	25	28	75	—
	H34	160	140	8	41	95	—
	H38	200	185	5	55	110	—
5042	H19	360	345	4,5	—	—	—
5050	O	145	55	24	36	105	85
	H34	190	165	8	53	125	90
	H38	220	200	6	63	140	95
5052	O	195	90	25	47	125	110
	H34	260	215	10	68	145	125
	H38	290	255	7	77	165	140

Марка сплава	Состояние	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$ ($l_0 =$ $= 50 \text{ мм}$)	HB*	$\tau_{\text{ср}}$	σ_{-1}^{**}
		МПа				МПа	
5252	О	180	85	23	46	115	—
	H25	235	170	11	68	145	—
	H28	285	240	5	75	160	—
5154	О	240	115	27	58	150	115
	H34	290	230	13	73	165	130
	H38	330	270	10	80	195	145
	H112	240	115	25	63	—	115
5454	О	250	115	22	62	160	—
	H34	305	240	10	81	180	—
	H111	260	180	14	70	160	—
	H112	250	125	18	62	160	—
5056	О	290	150	35	65	180	140
	H18	435	405	10	105	235	150
	H38	415	345	15	100	220	150
5456	О	310	160	24	—	—	—
	H112	310	165	22	—	—	—
	H116	350	255	16	90	205	—
5457	О	130	50	22	32	85	—
	H25	180	160	12	48	110	—
	H28	205	185	6	55	125	—
5657	О	110	40	25	28	75	—
	H25	160	140	12	40	95	—
	H28	195	165	7	50	105	—
5082	H19	395	370	4	—	—	—
5182	О	275	130	21	—	—	—
	H19	420	395	4	—	—	—
5083	О	290	145	22	—	170	—
	H116	315	230	16	—	—	160
5086	О	260	115	22	—	160	—
	H34	325	255	10	—	185	—
	H112	270	130	14	—	—	—
	H116	290	205	12	—	—	—
7072	О	70	—	15	—	—	—
	H113	75	—	15	—	—	—
8001	О	110	40	30	—	—	—
	H18	200	185	4	—	—	—
8280	О	115	50	28	—	—	—
	H18	220	205	4	—	—	—

* Нагрузка 500 кг, диаметр шарика 10 мм.

* Испытания при изгибе вращающегося образца на базе $5 \cdot 10^8$ циклов на машине Мура.

Деформируемые полуфабрикаты из Al — Mg сплавов применяют в отожженном состоянии (О) и в одном или нескольких нагартованных состояниях (Н1, Н2, Н3). Для общего конструкционного назначения

обычно используют состояние H3, поскольку состояние H1 является нестабильным при комнатной температуре. Для состояния H3 характерна стабильность свойств при более высокой пластичности наряду с улучшенными технологическими характеристиками, например при формообразовании. Некоторые сплавы обрабатывают до состояния H2 для обеспечения хорошей коррозионной стойкости и характеристик формообразования в сочетании с более высокой прочностью, чем в состоянии O.

У Al — Mg сплавов прочность в широком диапазоне сочетается с хорошей способностью к формообразованию, свариваемостью и высокой общей коррозионной стойкостью. Отличительная особенность этих сплавов — прекрасная свариваемость дуговой сваркой в защитной атмосфере. Сварные соединения равнопрочны с основным материалом в отожженном состоянии и очень пластичны. Сплавы с содержанием магния менее 3,5 % свариваются хуже, чем более легированные магнием сплавы. В качестве присадочной проволоки используют проволоку сплавов 5356, 5554 и 5556. Обычно материал присадочной проволоки близок по составу к основному материалу, но содержит добавку титана, который вводят для измельчения структуры в сварном соединении.

Хотя Al — Mg сплавы считаются термически неупрочняемыми, растворимость магния при температуре отжига для таких сплавов, как 5083, 5086, 5056 и 5456, выше, чем при комнатной температуре. Вследствие этого сильноагартванное состояние для таких сплавов неустойчиво, и при длительном вылеживании при комнатной температуре или при нагревах происходит распад твердого раствора по границам зерен или по плоскостям скольжения. Выделение продуктов распада способствует межкристаллитной коррозии и коррозионному растрескиванию.

Это обстоятельство явилось побудительной причиной для разработки состояния H116, использование которого позволяет устранить или свести к минимуму нестабильность материала, обеспечить более высокий уровень прочности в сочетании с другими свойствами этих сплавов (разд. 7).

Благодаря своим многим привлекательным свойствам Al — Mg сплавы находят широкое применение в случаях, когда прочности чистого алюминия недостаточно. Более высокая прочность и хорошая свариваемость этих сплавов позволяют успешно использовать их в транспорте, в строительных конструкциях, в качестве конструкционного материала во многих отраслях промышленности, в военной технике, где важны хорошие баллистические свойства или свойства при криогенных температурах.

Для декоративных и отделочных сплавов этой системы характерны широкий диапазон прочностных свойств и прекрасное состояние поверхности полуфабрикатов. Такое сочетание свойств в значительной степени способствовало широкому использованию этих сплавов. Сплавы с низким содержанием железа при соответствующей термической

обработке применяют для блестящих деталей отделки автомобиля, в течение длительного времени сохраняющих прекрасный внешний вид, для архитектурных элементов и других декоративных целей. В указанных случаях используют сплавы типа 5X57 и сплавы общего назначения марок 5005 и 5050. Для получения блестящей однородной поверхности в сплавах типа 5X57 ограничивают содержание примесей. Наилучшее качество поверхности достигается тогда, когда содержание примесей находится на самом низком уровне, как это имеет место в сплавах 5252 и 5657.

Сплавы систем Al — Mn и Al — Mn — Mg. Первым и единственным Al — Mn сплавом промышленного значения является сплав 3003, а сплав 3004 представляет собой самую старую разработку в системе Al — Mn — Mg, применяемую до сих пор. Сплав 3003 [5] — один из самых старых деформируемых сплавов, он разработан в 1906 г.; сплав 3004 появился в 1929 г. Прочность сплава 3003 существенно выше, чем сплава 1100, а сплав 3004 гораздо прочнее сплава 3003. Сплав 3003 является примером упрочнения дисперсными выделениями, в то время как сплав 3004 упрочняется как марганцовистыми дисперсоидами, так и за счет упрочнения твердого раствора магнием. Типичные свойства сплавов приведены в табл. 9.4, а их номинальный состав — в табл. 9.1. Сплав 3003 применяется в состоянии H1, а сплав 3004 — в состоянии H3, которое используется для обеспечения стабильности материала и улучшения характеристик формообразования. Сплав 3004 в состоянии H1 склонен к разупрочнению в процессе вылеживания при комнатной температуре, в сплаве 3003 это явление не наблюдается. Сплав 3004 обычно имеет мелкозернистую структуру и не склонен к росту зерна, т.е. для него практически не существует критическая степень деформации. Оба сплава обладают прекрасной коррозионной стойкостью в сочетании со средней прочностью и используются во многих случаях в тех же областях, что и чистый алюминий и Al — Mg сплавы. Сплав 3004 наиболее широко применяется для изготовления упаковки для напитков.

Несколько менее прочных и более новых сплавов из группы Al — Mn — Mg сплавов характеризуются сочетанием прочности, хорошим формообразованием и коррозионной стойкостью. К таким сплавам относятся сплав 3005, разработанный в 1953 г., и сплав 3105 (1960 г.). Оба сплава применяются в строительстве и для специальных целей.

Прочие термически неупрочняемые сплавы. Среди термически неупрочняемых сплавов эти сплавы сильно различны между собой по составу и областям применения. Один из этих сплавов — 8001 (система Al — Ni — Fe) используют в атомной энергетике; для этого сплава характерна высокая коррозионная стойкость в воде при высоких температуре и давлении. Механические свойства этого сплава близки к сплаву 3003.

Некоторые сплавы систем Al — Fe — Mn и Al — Fe — Mn — Zn выпускают в виде тонких листов и фольги. Эти сплавы обычно имеют

очень мелкозернистую структуру. Сплав 8280 системы Al — Sn — Ni — Cu применяют в производстве подшипников. Своими антифрикционными свойствами сплав обязан добавке олова, другие элементы повышают прочность, уровень которой несколько выше, чем у сплава 3003. Другой подшипниковый сплав 8081 был разработан в 1965 г., он содержит 20 % Sn и 1 % Cu. Характеристики трения этого сплава выше, чем у других подшипниковых сплавов, применяемых в автомобильной промышленности. Номинальный химический состав этих сплавов приведен в табл. 9.1, а типичные механические свойства — в табл. 9.4.

Ряд сплавов системы Al — Si на протяжении многих лет используют в качестве присадочной проволоки. Самый старый и наиболее широко применяемый из них — сплав 4043 с 5 % Si. Другие сплавы серии 4XXX (4343 с 7,5 % Si и 4045 с 10,5 % Si) используют для нанесения тонкого слоя на поверхность листов, подвергаемых в дальнейшем пайке; в данном случае этот тонкий слой играет роль припоя.

Существует несколько термически неупрочняемых сплавов серии 7XXX. Наиболее широко известен сплав 7072 с 1 % Zn, применяемый для плакировки сплавов 2219, 3003, 3004, 7075 и 7178, которая служит электрохимической защитой. Более подробно свойства плакированных полуфабрикатов обсуждены далее в этой главе в разделе, посвященном деформируемым полуфабрикатам. Сплав 7072 используют также для анодной защиты труб теплообменников.

9.3. ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЯЕМЫЕ СПЛАВЫ

В 1911 г. был разработан оригинальный термически упрочняемый сплав системы Al — Cu — Mg — Mn [6]. С тех пор развитие сплавов серии 2XXX шло в нескольких направлениях.

Деформируемые сплавы системы Al — Cu. Первый деформируемый Al — Cu сплав марки 2025 (Al — 4,5 % Cu) был разработан в Северной Америке [7]. Сплав содержит специально вводимые добавки кремния и марганца, но они не принимают участия в упрочнении при старении. Сплав 2025 широко применяют до настоящего времени для штамповок воздушных винтов самолетов.

В 1954 г. был разработан сплав 2219 с 6,3 % Cu [8], в котором все свойства сплава 2025 сочетаются с более высокой прочностью и жаропрочностью, хорошей свариваемостью и лучшей коррозионной стойкостью под напряжением. Первоначально сплав использовали исключительно как жаропрочный, однако позднее благодаря отличной свариваемости и высокой прочности сварных соединений он нашел применение в других областях (в виде плит, поковок и штамповок). Номинальный химический состав сплавов приведен в табл. 9.2, типичные механические свойства — в табл. 9.5, свойства при повышенных температурах — в табл. 9.6–9.8.

Нагартовка сплава 2219 после закалки перед искусственным старением ускоряет процесс распада твердого раствора при старении

Т а б л и ц а 9.5. Типичные механические свойства термически упрочняемых алюминиевых сплавов

Марка сплава	Состояние	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	HB^{*1}	τ_{cp}	σ_{-1}^{*2}
		МПа		($l_0 = 50 \text{ мм}$)			
2011	T3	380	295	15	95	220	125
	T8	405	310	12	100	240	125
2014	O	185	95	18	45	125	90
	T4, T451	425	290	20	105	260	140
	T6, T651	485	415	13	135	290	125
Alclad 2014	O	170	70	21	—	125	—
	T3	435	275	20	—	255	—
	T4, T451	420	255	22	—	255	—
	T6, T651	470	415	10	—	285	—
2017	O	180	70	22	45	125	90
	T4, T451	425	275	22	105	260	125
2117	T4	300	165	27	70	195	95
2218	T72	330	255	11	95	205	—
2618	T61	435	370	10	—	—	130
2219	O	170	70	18	—	—	—
	T42	360	185	20	—	—	—
	T31, T351	360	250	17	100	230	—
	T37	395	315	11	117	255	—
	T62	415	290	10	115	255	105
	T81, T851	455	350	10	130	285	105
	T87	475	395	10	130	280	105
	O	180	76	20	—	125	—
2024	T3	450	310	18	—	275	—
	T361	460	365	11	—	285	—
	T4, T351	440	290	19	—	275	—
	T8, T851	450	415	6	—	275	—
	T861	485	455	6	—	290	—
	T351	470	325	20	120	285	140
2124	T6	400	255	19	110	240	125
2036	T4	340	195	24	—	—	—
4032	T6	380	315	9	120	260	110
6101	T6	220	195	15	71	140	—
6201	T81	330	—	6*3	—	—	105
6009	T4	230	125	25	62	150	—
6010	T4	290	170	24	78	195	—
6151	T6	330	295	17	100	220	85
6351	T6, T651	340	295	13	95	200	90
6951	O	110	40	30	28	75	—
	T6	270	230	13	82	180	—
6053	O	110	55	35	26	75	55
	T6	255	220	13	80	160	90
6063	O	90	50	—	25	70	55
	T1	150	90	20	42	95	70
	T4	170	90	22	—	110	—
	T5	185	145	12	60	115	70
	T6	240	215	12	73	150	70
	T83	255	240	9	82	150	—
	T831	205	185	10	70	125	—
	T832	290	270	12	95	185	—
	O	90	50	—	25	70	55

Марка сплава	Состояние	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	HB^{*1}	τ_{cp}	σ_{-1}^{*2}
		МПа		$(l_0 = 50 \text{ мм})$		МПа	
6061	T1	150	90	20	42	95	70
	T5	185	145	12	60	115	70
	T6	240	215	12	74	150	70
	O	125	55	25	30	80	60
	T4, T451	240	145	22	65	165	90
	T6, T651	310	275	12	95	205	95
	T91	405	395	12	—	230	95
Alclad 6061	T913	460	455	10	—	240	—
	O	115	50	25	—	75	—
	T4, T451	230	130	22	—	150	—
6262	T6, T651	290	255	12	—	185	—
	T9	400	380	10	120	240	90
6066	O	150	85	18	43	95	—
	T4, T451	360	205	18	90	200	—
	T6, T651	395	360	12	120	235	110
6070	O	145	70	20	35	95	60
	T6	380	350	10	120	235	95
7001	O	255	150	14	60	—	—
	T6, T651	675	625	9	160	—	150
	T75	580	495	12	—	—	—
7005	O	195	80	20	—	—	—
	W	345	205	20	—	—	—
	T6	350	290	13	—	215	150
7016	T5	360	315	15	96	—	—
7021	T62	420	380	13	—	—	138
7029	T5	430	380	15	—	—	—
7049	T73	540	475	10	146	—	—
7050	T74, T7452	510	450	13	142	—	—
7075	O	230	105	17	60	150	115
7075	T6, T651	570	505	11	150	330	160
	T73, T735X	505	435	13	—	—	150
	O	220	95	17	—	150	—
Alclad 7075	T6, T651	525	460	11	—	315	—
	T736, T745X	550	485	12	145	—	—
	T7351	505	435	13	—	—	—
7475	T7351	505	435	14	—	—	—
7076	T61	510	470	14	150	—	—
7178	O	230	105	15	60	150	—
	T6, T651	605	540	10	160	360	150
	T76, T7651	570	505	9	—	—	—
Alclad 7178	O	220	95	16	—	150	—
	T6, T651	560	490	10	—	340	—

*1 Нагрузка 500 кг, диаметр шарика 10 мм.

*2 Испытания при симметричном изгибе вращающегося образца на машине Мура на базе $5 \cdot 10^6$ циклов.

*3 На расчетной длине $l_0 = 250$ мм.

и способствует получению более высоких прочностных свойств. Нагартовку в сочетании с искусственным старением используют для некоторых сплавов системы Al — Cu — Mg [9], но этот вид обра-

Т а б л и ц а 9.6. Типичные механические свойства термически упрочняемых сплавов при различных температурах

Температура испытания, °C	Длительность выдержки при температуре испытания, ч	2014-T6			2618-T61			2024-T81		
		σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$ ($l_0 = 4D$)	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$ ($l_0 = 4D$)	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$ ($l_0 = 4D$)
		МПа			МПа			МПа		
-260	—	710	560	12	—	—	—	—	—	—
-200	—	580	495	14	530	420	12	585	540	8
-80	—	510	450	13	460	380	11	510	475	7
-28	—	495	430	13	440	370	10	505	470	7
24	—	485	415	13	440	370	10	485	450	7
100	0,5	435	395	14	435	370	10	455	430	8
	10	435	395	14	435	370	10	455	430	8
	100	435	400	14	435	370	10	455	430	8
	1000	440	405	15	435	370	10	455	430	8
	10000	440	400	15	430	370	10	455	430	8
150	0,5	380	350	15	400	360	14	420	400	9
	10	385	350	16	400	360	14	415	395	9
	100	385	350	16	395	360	14	415	395	10
	1000	350	315	17	380	345	14	405	380	10
	10000	275	240	20	345	305	14	380	340	11
175	0,5	350	325	14	365	340	15	385	360	10
	10	345	315	17	360	330	15	380	350	10
	100	310	275	18	345	310	15	365	330	11
	1000	235	205	20	315	285	16	330	305	13
	10000	170	140	28	285	240	17	305	255	15
200	0,5	310	285	14	330	305	16	350	330	11
	10	285	255	18	310	285	17	340	310	11
	100	205	185	22	290	255	18	305	270	13
	1000	145	125	29	255	215	20	260	220	15
	10000	110	90	38	220	180	24	185	140	23
260	0,5	170	160	18	235	215	19	250	220	14
	10	110	105	27	205	180	22	215	185	16
	100	90	75	34	180	145	27	150	110	25
	1000	75	65	43	130	90	35	105	75	40
	10000	65	50	52	90	60	50	80	60	55
315	0,5	75	65	28	140	125	26	140	115	20
	10	60	50	39	110	85	40	80	70	45
	100	50	40	48	85	55	55	70	55	55
	1000	50	40	55	60	40	65	60	45	65
	10000	45	35	65	50	30	80	50	40	75
370	0,5	40	35	50	60	50	45	60	45	55
	10	35	30	56	50	35	80	50	35	70
	100	35	26	62	40	30	95	40	30	85
	1000	30	26	68	35	24	110	40	25	95
	10000	30	24	72	35	24	120	35	25	100

Т а б л и ц а 9.7. Типичные механические свойства термически упрочняемых сплавов при различных температурах

Температура, °С	Выдержка при температуре, ч	4032-T6			7075-T6		
		σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
		МПа			МПа		
-260	—	—	—	—	800	675	8
-200	—	455	330	11	705	635	9
-80	—	400	315	10	620	545	11
-28	—	385	315	9	595	515	11
24	—	380	315	9	570	505	11
100	0,5	345	305	9	515	475	15
	10	345	305	9	525	485	14
	100	345	305	9	530	490	14
	1000	350	305	9	525	485	14
	10000	350	310	9	485	450	14
150	0,5	315	285	9	440	415	21
	10	325	290	9	440	415	19
	100	325	290	9	385	365	20
	1000	305	275	9	285	260	23
	10000	255	230	9	215	185	30
175	0,5	295	260	9	370	345	20
	10	295	270	9	315	295	23
	100	275	250	10	240	220	26
	1000	235	185	12	165	150	35
	10000	140	90	16	140	125	45
200	0,5	270	240	9	290	275	18
	10	250	220	10	205	195	27
	100	205	180	15	150	140	35
	1000	140	110	22	125	110	45
	10000	90	60	30	110	90	55
230	0,5	220	200	10	—	—	—
	10	195	170	13	—	—	—
	100	140	115	21	—	—	—
	1000	90	70	35	—	—	—
	10000	70	50	40	—	—	—
260	0,5	170	150	12	130	125	35
	10	140	125	18	95	90	45
	100	95	75	30	80	75	50
	1000	70	50	45	80	70	55
	10000	55	40	50	75	60	65
315	0,5	90	70	26	70	55	60
	10	70	50	40	60	50	65
	100	50	35	55	60	50	70
	1000	40	26	65	55	45	70
	10000	35	22	70	55	45	70
370	0,5	45	35	65	40	30	70
	10	35	24	80	40	30	70
	100	29	18	90	40	30	70
	1000	23	15	90	40	30	70
1	10000	23	14	90	40	30	70

ботки не применяли в промышленном масштабе для Al — Cu сплавов до разработки сплава 2219. Полуфабрикаты из сплава 2219, обработанные по такой технологии, имеют прекрасное сопротивление коррозионному растрескиванию в высотном направлении при высо-

Т а б л и ц а 9.8. Типичные механические свойства сплава 2219-T81 при различных температурах

Температура, °C	Выдержка при темпера- туре испыта- ния, ч	2219-T81		
		σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$ ($l_0 = 4D$)
		МПа		
-260	-	685	470	15
-200	-	560	435	13
-80	-	490	375	10
-28	-	475	360	10
24	-	455	345	10
100	0,5	415	325	13
	10	415	325	13
	100	415	325	13
	1000	415	325	13
	10000	415	325	13
150	0,5	375	305	15
	10	375	305	15
	100	375	305	15
	1000	360	295	15
	10000	340	275	15
200	0,5	295	250	16
	10	275	235	16
	100	260	220	16
	1000	250	205	16
	10000	250	200	16
230	0,5	240	205	16
	10	235	195	16
	100	230	185	16
	1000	220	185	16
	10000	220	180	16
260	0,5	200	170	16
	10	200	165	16
	100	200	165	16
	1000	200	165	16
	10000	200	165	16
290	0,5	170	150	16
	10	165	145	16
	100	165	140	16
	1000	160	130	16
	10000	115	75	19
315	0,5	140	125	18
	10	130	115	18
	100	125	105	18
	1000	95	85	23
	10000	45	40	55

ком уровне растягивающих напряжений. На примере сплава 2219 можно видеть расширение областей применения этого материала. Вначале он использовался только для штампованных деталей двигателя, а позднее как конструкционный сплав в виде поковок, штамповок, плит, листов, прессованных профилей и даже заклепок. Для сварки сплава 2219 используют присадочную проволоку сплава 2319. Для деталей, подвергающихся высокоскоростной механической обработке на резьбонарезных станках, важны характеристики обрабатываемости резанием и тип образующейся стружки. В Al – Cu сплаве 2011 отличная обрабатываемость резанием и мелкая, легко ломающаяся стружка достигаются благодаря легированию свинцом и висмутом. Этот сплав был разработан в 1934 г. и до настоящего времени он является не только основным сплавом для деталей, подвергающихся высокоскоростной механической обработке, но и эталоном обрабатываемости резанием среди алюминиевых сплавов. При эксплуатации в коррозионноактивных средах рекомендуется применять сплав 2011 в состоянии T8, которое обеспечивает более высокое сопротивление межкристаллитной коррозии и коррозионному растрескиванию, чем в состоянии T3. Номинальный химический состав и типичные свойства сплава 2011 приведены в табл. 9.2 и 9.5.

Сплавы системы Al – Cu – Mg. Первый сплав этой системы, разработанный около 70 лет назад Вильмом [6], сейчас имеет марку 2017. Этот сплав содержит 4 % Cu и 0,6 % Mg; в настоящее время применение его ограничено в основном изготовлением заклепок. После того как было установлено, что термическая обработка является способом повышения прочности алюминиевых сплавов, усилия исследователей были направлены на поиск новых систем. Несколько термически упрочняемых сплавов, разработанных в 30-е годы, применяют до сих пор; в это же время были созданы сплавы 2014 и 2024 – наиболее широко применяемые сплавы системы Al – Cu – Mg. Следует отметить также жаропрочные сплавы серии 2X18 и сплав 2117 (модификация сплава 2017 с пониженным содержанием меди), используемый для изготовления заклепок.

При разработке сплава 2014 использовано свойство кремния повышать способность к искусственному старению сплавов системы Al – Cu – Mg по сравнению со сплавом 2017. Уровень прочности, достигаемый при искусственном старении, не обеспечивается у сплавов 2017 или 2014 в естественно состаренном состоянии. Хотя сплав 2014 первоначально использовали как высокопрочный ковочный сплав взамен сплава 2025, в настоящее время он широко применяется как конструкционный материал в виде самых различных деформируемых полуфабрикатов, в том числе листов и плит с плакировкой из сплава Al – Mg – Si.

Сплав 2024 был разработан в 30-х годах как более прочный естественно стареющий сплав для самолетных конструкций взамен сплава 2017. Этот сплав до сих пор является одним из основных конструкционных материалов в авиации и из него изготавливают практически все

виды деформируемых полуфабрикатов. Упрочнение сплава 2024 при старении происходит в основном за счет образования сложной фазы, в которую входят алюминий, медь и магний*, а не двойной фазы Al — Cu, как это имеет место в сплаве 2017**. Сплавы 2124 и 2224 представляют собой модификации сплава 2024 повышенной чистоты. В этих сплавах снижено допустимое содержание примесей железа и кремния для уменьшения вероятности образования грубых интерметаллидов и повышения вязкости разрушения.

Способность некоторых сплавов серии 2XXX (особенно 2X24 и 2219) к искусственному старению значительно усиливается, если закаленный материал подвергается нагартовке с более высокими степенями деформации, чем при прогладке, правке и растяжке [10]. Упрочнение такого материала после искусственного старения складывается из повышения прочности за счет нагартовки и непосредственного эффекта искусственного старения. Сопротивление коррозионному растрескиванию значительно повышается в искусственно состаренном состоянии в сочетании с нагартовкой [11], поэтому эти сплавы часто применяют в состояниях Т6Х и Т8Х. Сплав 2036 представляет собой сплав средней прочности, он предназначен для изготовления автомобильных кузовов.

Сплавы системы Al — Mg — Si. В сплавах серии 6XXX основные легирующие элементы Mg и Si, и эффект термической обработки в них связан с образованием упрочняющей фазы Mg_2Si [12]. Указанные элементы могут либо присутствовать в количестве, номинально необходимом для образования фазы Mg_2Si , либо кремний может быть в избытке, что приводит к существенному повышению прочности при незначительном ухудшении коррозионной стойкости. В состав многих сплавов этой серии входят либо Mn, либо Cr, которые вводят для повышения прочности и регламентирования размера зерна. Роль упрочняющего элемента также играет медь.

Первый сплав из этой серии был разработан в США в 1920 г. В сплаве присутствовал кремний в количестве, большем, чем необходимо для образования Mg_2Si . К этому сплаву наиболее близок современный ковочный сплав 6151 (с добавкой хрома для регламентирования размера зерна) в виде полуфабрикатов, подвергающихся термической обработке после формообразования или других технологических операций, связанных с различной степенью наклепа. Со сплавом 6151 очень сходен сплав 6351, легированный марганцем вместо хрома.

Первым сплавом только с фазой Mg_2Si был сплав 6053 с 2 % Mg_2Si и 0,25 % Cr. Затем последовал сплав 6061 также со сбалансированным относительно Mg_2Si составом (1,5 % Mg_2Si , 0,25 % Cu, 0,25 % Cr). Это сплав средней прочности общего конструкционного

* Фаза S с формулой Al_2CuMg . Прим. ред.

** Фаза $CuAl_2$ (Прим. ред.).

назначения, заменивший более старые сплавы системы Al — Mg — Si и ставший одним из наиболее важных конструкционных сплавов общего назначения [13]. Номинальный состав сплавов этой системы приведен в табл. 9.2, а механические свойства — в табл. 9.5.

Самыми прочными в этой серии сплавов являются сплавы 6066 и 6070 с избытком магния против необходимого для образования Mg_2Si и с добавками меди, марганца и хрома в различных сочетаниях для повышения прочности. Уровень прочности этих сплавов выше, чем у сплава 6061, но значения относительного удлинения и вязкости разрушения понижены. Оба сплава конструкционного назначения; состав сплавов приведен в табл. 9.2, свойства — в табл. 9.5.

Поскольку технологичность при прессовании является первостепенным требованием при изготовлении многих профилей сложной формы, для таких областей применения, где прочностные свойства не являются ограничивающим фактором, разработан сплав 6063. Для обеспечения среднего уровня прочности, достаточного для таких случаев, сплав можно подвергать закалке от относительно высоких температур непосредственно на прессе, что позволяет исключить из технологического цикла операцию закалки. Внешний вид поверхности полуфабрикатов из сплава 6063 также значительно лучше по сравнению с более старыми сплавами. Для повышения скорости прессования и улучшения внешнего вида поверхности используют модификации сплава, состав которых незначительно отличается от номинального (1 % Mg_2Si). Механические свойства сплава приведены в табл. 9.5.

Сплавы серии 6XXX, используемые в декоративных целях, применяют с цветными анодными покрытиями. В зависимости от технологии изготовления и режима анодирования цвет покрытия может меняться от золотистого до черного и различных оттенков серого. Более блестящая поверхность может быть получена при ограничении содержания примесей, в частности железа.

В системе Al — Mg — Si разработаны термически упрочняемые сплавы, обладающие хорошей обрабатываемостью резанием, что связано с присутствием в этих сплавах добавок свинца и висмута. Эти добавки способствуют ломкости стружки, что важно при обработке на токарных станках. Сплав 6262, по существу, представляет собой сплав 6061 с добавками свинца и висмута, по 0,5 % каждого. Свойства сплава 6262 в состоянии T6 близки к сплаву 6061; желательный уровень прочности обеспечивается холодной деформацией искусственно состаренного (T6) материала; полученное таким образом состояние обозначается T9. Прочность прутков сплава 6262-T9, предназначенных для обработки на токарно-винторезных станках, выше, а обрабатываемость резанием несколько хуже, чем у сплава 2011-T3. Сопротивление коррозионному растрескиванию гораздо выше, чем у сплава 2011-T3, и значительно выше, чем у сплава 2011-T6 и T8, что очень важно для высоконапряженных крепежных деталей. Раз-

работаны сплавы 6009 и 6010 для изготовления листовых деталей кузовов автомобилей.

Сплавы систем Al — Zn — Mg и Al — Zn — Mg — Cu. В серию сплавов 7XXX входят высокопрочные сплавы, применяемые в авиации, и сплавы средней прочности общего назначения. Самой высокой прочностью при комнатной температуре обладают деформируемые полуфабрикаты из сплавов системы Al — Zn — Mg — Cu, которые были предметом исследований на протяжении ряда лет [14]. Несмотря на привлекательность своих свойств и хорошие технологические характеристики, эти сплавы вначале не находили промышленного применения из-за неудовлетворительного сопротивления коррозионному растрескиванию. Хотя сплав 7076 был разработан в 1940 г. как ковочный для винтов самолетов, получение листов из сплавов этой системы было затруднено до тех пор, пока в результате интенсивных работ не был начат в 1943 г. выпуск сплава 7075 [15]. Успешное завершение работ над этой проблемой в известной степени связано с благотворным влиянием хрома, который значительно улучшает сопротивление листов коррозионному растрескиванию. Более прочная модификация (сплав 7178) появилась в 1951 г., а самый высокопрочный из всех промышленных алюминиевых сплавов 7001 — в 1960 г. Однако некоторые трудности в изготовлении, низкая вязкость разрушения и пониженная прочность в состоянии T73 препятствовали его широкому применению. Номинальный состав сплавов этой системы приведен в табл. 9.2, типичные свойства — в табл. 9.5.

Сравнительно недавно промышленное значение приобрели сплавы 7X49 и 7X50, а также модификации сплава 7075 повышенной чистоты. Эти сплавы обладают высоким уровнем прочности, лучшей пластичностью в высотном направлении и менее чувствительны к скорости охлаждения при закалке в массивных сечениях. В перестаренном состоянии (состояниях T7X, предусматривающие старение до уровня свойств за пиком прочности на кинетической кривой старения) прочность сплавов системы Al — Zn — Mg — Cu несколько ниже, чем в состоянии T6, зато практически отсутствует склонность к коррозионному растрескиванию.

Сплавы 7X49, 7X50, 7175 и 7475 в состояниях T6X и особенно в состояниях T7X, так же как и сплавы 2124, 2419 и 2048 в состояниях T8X, обладают выдающимся комплексом свойств. Высокие прочность и сопротивление коррозионному растрескиванию сочетаются с хорошей вязкостью разрушения [17]. Методы определения вязкости разрушения при плоской деформации (K_{Ic}) или плосконапряженном состоянии (K_c) описаны в стандартах ASTM [18].

В последние годы внимание исследователей было сосредоточено на сплавах системы Al — Zn — Mg со средней и более низкой прочностью. В этих сплавах снижено содержание цинка и магния и введены небольшие добавки марганца, хрома, титана и циркония. Медь обычно отсутствует вообще или ее содержание ограничено очень низким уровнем. Поэтому для полного перевода легирующих элементов в твер-

дый раствор нагрев под закалку можно производить при гораздо более низкой температуре в отличие от высокопрочных сплавов, используемых в авиации. Оптимальный уровень прочности достигается даже при сравнительно медленном охлаждении при закалке. Благодаря малой чувствительности этих сплавов к скорости охлаждения их можно использовать либо для изготовления крупногабаритных штамповок и толстых плит, либо закалывать тонкостенные детали из этих сплавов с меньшей скоростью, что уменьшает поводки и уровень остаточных напряжений. Наименьшая чувствительность к скорости охлаждения имеет место в сплавах с добавкой одного циркония (без хрома или марганца).

Сплав 7039 был разработан для использования в качестве брони, а сплав 7005, особенно в виде прессованных профилей, для различных наземных транспортных конструкций. Сплавы 7016 и 7029 применяют для изготовления полированных деталей, в частности, для автомобильных бамперов. Содержание меди в этих сплавах находится в пределах 0,5–1,0 % без добавок элементов-антирекристаллизаторов. При использовании этих сплавов следует принять меры предосторожности во избежание роста зерна и оптимизировать технологию контроля коррозионного растрескивания.

Прочие сплавы. В этот класс термически упрочняемых сплавов входят композиции, в которых либо сочетаются состав или свойства сплавов двух систем, либо сплавы содержат добавки элементов, которые изменяют характеристики старения. При рассмотрении сплавов серии 2XXX системы Al — Cu — Mg упоминались сплавы типа 2X18. Сплав 2218 содержит добавку никеля для повышения жаропрочности. Сплав 2618 также жаропрочный, имеет необычное сочетание алюминия, меди, магния с никелем и железом в соответствующих пропорциях. Свойства сплава 2618 не обеспечиваются, если содержание никеля и железа выходит за рамки рекомендуемого интервала. Сплав 2218 используют для штамповок, а 2618 для других видов полуфабрикатов. Номинальный состав этих сплавов приведен в табл. 9.2, типичные механические свойства — в табл. 9.5, свойства при повышенных температурах — в табл. 9.6–9.8. Сплав 4032, легированный кремнием, магнием, медью и никелем, относится к жаропрочным и имеет низкий коэффициент линейного расширения. Свойства сплава при повышенных температурах даны в табл. 9.6.—9.8.

9.4. ПРИМЕНЕНИЕ ДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ

Некоторые виды полуфабрикатов, например плакированные полуфабрикаты и фольга, могут быть изготовлены как из термически упрочняемых, так и из термически неупрочняемых сплавов. В других случаях, например при изготовлении жестких контейнеров или автомобильных деталей, используемые полуфабрикаты могут быть из сплавов разных серий. Поэтому такие сплавы рассматриваются с точки зрения их основного назначения.

Т а б л и ц а 9.9. Типичные свойства фольги из алюминиевых сплавов*

Марка сплава	Состояние материала	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
		МПа		
<i>Термически неупрочняемые</i>				
1145, 1235	O	75	30	2,4
1235	H19	165	145	2,5
1100	H19	205	165	3,0
3003	H19	250	220	3,5
5052	H19	330	325	4,0
5056	H19	450	435	3,5
<i>Термически упрочняемые</i>				
2024	T81	450	415	2,0

* Свойства фольги из термически неупрочняемых сплавов определяли на продольных образцах; свойства фольги из сплава 2024-T81 получены на поперечных образцах.

Сплавы для алюминиевой фольги. Алюминиевую фольгу, исключительно важный и широко используемый деформируемый полуфабрикат, выпускают в промышленном масштабе из термически неупрочняемых сплавов 1100, 1145, 1235, 3003, 5052 и 5056. Механические свойства фольги приведены в табл. 9.9; следует отметить, что значения относительного удлинения определяли на рабочей длине, равной 125 мм. Данные этой таблицы отражают влияние химического состава, технологии изготовления и методики испытания.

Сотовые наполнители для авиационных конструкций изготавливают из фольги сплавов 3003-H19 или 5052-H19; при необходимости длительной эксплуатации конструкции при повышенных температурах используют сплав 2024-T81.

Плакированные полуфабрикаты. Иногда алюминиевые полуфабрикаты покрывают с одной или с обеих сторон тонким слоем алюминия или алюминиевого сплава. Если сочетание сердцевин и плакирующего материала подобрано таким образом, что плакировка является анодом по отношению к сердцевине, то материал имеет обозначение "alclad". Плакирующий слой на плакированных полуфабрикатах (alclad products) обеспечивает электрохимическую защиту сердцевин на незащищенных торцах и на поврежденных или проржавевших участках. При контакте коррозионноактивной среды с полуфабрикатом электрический ток проходит от анодной плакировки через электролит к катодной сердцевине, при этом происходит растворение плакировки, что обеспечивает защиту сердцевин. Устойчивость защиты зависит от оптимальной силы тока (на которую влияет разница потенциалов между плакировкой и сердцевинной), проводимости коррозионной среды, интенсивности образования оксидной пленки и величины поляризации (разд. 7).

Коррозионные потенциалы плакировки и сердцевины сплава важны при выборе материала для плакировки, которая должна быть анодом по отношению к сердцевине для осуществления ее электрохимической защиты. Электродный потенциал алюминиевомедных сплавов определяется концентрацией меди в твердом растворе. По мере увеличения содержания меди в твердом растворе его анодный потенциал снижается. Чистый алюминий является анодом относительно Al — Cu — Mg сплавов в естественно состаренных состояниях (ТЗХ и Т4Х), величина его анодного потенциала составляет около 0,154 В, поэтому он используется для плакировки большинства плакированных полуфабрикатов из сплавов серии 2XXX. Увеличение концентрации цинка в твердом растворе приводит к повышению анодного потенциала сплава, в то время как Mg_2Si и марганец не оказывают существенного влияния. Сплав 7072 (Al — 1 % Zn) имеет более высокий анодный потенциал, чем чистый алюминий, и применяется для плакировки полуфабрикатов из сплавов 3003, 6061, 7075 и других.

Наиболее широко используемыми плакированными полуфабрикатами являются листы и плиты, хотя с плакировкой выпускают также проволоку, трубы и др. Общепринятый способ изготовления плакированных листов и плит заключается в горячей прокатке сляба, на отфрезерованную поверхность которого накладывается слой материала плакировки соответствующей толщины; при горячей прокатке происходит приварка плакировки к поверхности сляба. При изготовлении плакированных полуфабрикатов температура и продолжительность термической обработки должны быть установлены минимальными во избежание диффузии легирующих элементов из сердцевин в плакирующий слой. Это особенно важно для сплавов серии 2XXX, поскольку диффузия меди в плакировку снижает ее анодный потенциал, и менее существенно для сплавов с цинком и магнием, так как эти элементы увеличивают анодный потенциал плакировки.

Толщина плакирующего слоя определяется в основном конечной толщиной детали. При условии одинаковой защиты процент плаки-

Т а б л и ц а 9.10. Сплавы для производства плакированных листов и плит

Марка основного сплава	Марка сплава плакировки	Тип плакировки	Толщина плакировки, %
2014	6003	С двух сторон	2,5—10
2024	1230	То же	1,5—5
2219	7072	"	2,5—10
3003	7072	С одной или с двух сторон	5
3004	7072	То же	5
6061	7072	"	5
7075	7072	С двух сторон	1,5—4,0
7178	7072	То же	1,5—4,0

ровки больше для тонких деталей и меньше для толстых. Перечень наиболее распространенных плакированных сплавов, марки сплавов для плакировки и толщина плакирующего слоя приведены в табл. 9.10.

Полуфабрикаты с покрытием (clad products). Полуфабрикаты с покрытием во многом сходны с плакированными полуфабрикатами, но с той разницей, что покрытие не обязательно является анодом по отношению к сердцевине. Полуфабрикаты с покрытием предназначены для случаев, когда важно улучшенное качество поверхности или другие характеристики для специального применения. Полуфабрикаты с плакировкой из припоя — пример промышленного использования полуфабрикатов с покрытием, в которых температура плавления плакирующего слоя значительно ниже, чем у сердцевины, и это его качество используется при последующем соединении деталей в узлы методом пайки. В качестве материала для сердцевины таких листов широко применяют термически неупрочняемый сплав 3003 или термически упрочняемый сплав 6951 системы Al — Mg₂Si, а для покрытия (припоя) — сплав 4343 системы Al — Si, который представляет собой припой с низкой температурой плавления для пайки под слоем флюса. В случае пайки в вакууме (бесфлюсовая пайка) в качестве материала покрытия используют сплав 4004 (или его модификацию 4104, содержащую 0,1 % Вi для улучшения паяемости). Сердцевиной в этом случае является либо сплав 6951 либо термически неупрочняемый сплав серии 3XXX.

Полуфабрикаты для автомобильной промышленности. В автомобильной промышленности используют деформируемые полуфабрикаты для внутренней отделки, бамперов, панелей кузовов и различных деталей интерьера. Для внутренней отделки применяют сплавы серии Al — Mg. Для бамперов разработано много сплавов серии 7XXX; сплавы 7029 и 7016 предназначены для блестящих анодированных деталей внешней отделки, а сплавы 7129, 7021 и 7146 имеют характеристики, необходимые для других деталей внешней отделки (хромированных, окрашиваемых и полированных). Сплав 7021 используют также для крепления бамперов. Панели кузовов первоначально изготавливали из сплавов 2036 и 5182. Были разработаны сплавы 6009 и 6010, предназначенные специально для панелей кузовов. Как для кузовных панелей, так и для различных деталей интерьера используют сплавы общего конструкционного назначения марок 3004, 5052, 6061 и 6063. Более подробно эти вопросы освещены в работе [19].

Сплавы для авиации. Необходимость снижения массы авиационных конструкций привела к разработке высокопрочных алюминиевых сплавов, применяемых в виде плит, листов и прессованных полуфабрикатов. Сплавы 2024 и 7075 были (и остаются) основными конструкционными материалами в авиационной промышленности в течение многих лет. Предъявляемым в наши дни требованиям более высокой вязкости разрушения удовлетворяют сплавы повышенной чис-

тоты: 2124, 2224, 7175 и 7050 [20]. В конструкциях, где первостепенное значение имеют хорошая свариваемость и жаропрочность, используют сплав 2219, а при необходимости более высокой вязкости разрушения — его модификацию 2419. Большой интерес представляют сплавы системы Al — Mn — Li с пониженной плотностью и более высоким модулем упругости.

Листы для изготовления жестких контейнеров. Эти листы используют в основном для изготовления доньшек или обечайек консервных банок. Доньшки банок изготавливают из сплава 5182 с последующей окантовкой из сплавов 5042 или 5082. Сплав 5182, содержащий 4,5 % Mg и 0,35 % Mn, имеет высокую прочность и хорошую формуемость, что позволяет изготавливать из него легкоъемные крышки.

Обечайки консервных банок получают ударной штамповкой или глубокой вытяжкой из сплавов 3004 или 3104, содержащих около 1,25 % Mn и 1 % Mg. В этих сплавах необходимый уровень прочности сочетается с хорошей формуемостью, благодаря чему содержимое банки сохраняется в условиях герметичности. Сплав 5352 используют в основном для изготовления доньшек и штампованных обечайек консервных банок для упаковки мяса, пудингов и фруктов.

Сплавы для блестящих поверхностей. Большую номенклатуру сплавов выпускают специально для обработки поверхности методом блестящего анодирования. Частицы вторичных фаз, размеры которых соизмеримы с длиной волны света в видимой части спектра, могут быть использованы для получения различных оттенков и окрасок анодированных полуфабрикатов. Для блестящего анодирования чаще всего используют сплавы 1100, 3002, 5252, 5657, 6463, 7016 и 7029. Для этих же целей могут быть использованы и другие сплавы, не предназначенные специально для блестящего анодирования, но также обеспечивающие хорошее качество поверхности, например сплав 3003. Практически все сплавы могут быть обработаны химическим полированием с последующим нанесением прозрачных органических покрытий.

Полуфабрикаты со специальной отделкой поверхности. Выбор сплава для специальной отделки поверхности регламентируется необходимостью обеспечения необычных характеристик поверхности. Ярким примером этого являются сплавы системы Al — Si. При анодировании этих сплавов, используемых в строительных конструкциях и ряде других случаев, можно получить гамму оттенков от серого до черного. Аналогичным образом золотой цвет имеют полуфабрикаты из сплавов Al — Cr.

Композиции алюминия с другими металлами часто представляют собой материалы, в которых преимущества алюминия сочетаются с ценными свойствами других металлов. Биметаллы алюминия с цинком и медью выпускают в ограниченных количествах, постоянное их производство не осуществляется. Биметалл Al — Zn представляет

интерес при операциях соединения, биметалл Al — Cu — в электро-технике.

Комбинированный материал (алюминий с металлами на основе железа) в небольших количествах производят прокаткой или штамповкой взрывом. Однако обычно алюминиевые покрытия наносят на полуфабрикаты из черных металлов путем погружения их в расплавленный алюминий. В значительных количествах поставляется проволока, получаемая прокаткой и покрытая алюминиевым порошком. В промышленных масштабах выпускают композиционный материал из алюминиевого сплава с коррозионнотойкой сталью. Листы из коррозионнотойкой стали, плакированные алюминием, используют главным образом для изготовления кухонной посуды. Комбинированные плиты представляют интерес для криогенной техники, где их используют в местах соединений алюминиевых и стальных деталей в резервуарах и другом оборудовании. Промышленное производство этих полуфабрикатов началось с 1961 г. после освоения технологии, обеспечивающей выпуск качественной продукции. Другие металлы и сплавы, например никель, монель-металл, титан, можно соединять с алюминием прокаткой, но промышленное производство их и использование пока не освоены.

9.5. ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ ОТ НАПРАВЛЕНИЯ ВОЛОКНА

При сравнении механических свойств сплавов следует учитывать направление вырезки образцов и состояние после термической обработки, а также влияние нагартовки. При составлении документов на поставку и установлении расчетных значений используют не типичные, а минимальные значения свойств. При проектировании деталей из алюминиевых сплавов необходимо строго учитывать особенности данного сплава и вида полуфабриката. После выбора сплава и полуфабриката устанавливают минимальные свойства по техническим условиям или данным поставщика. Эти свойства зависят от толщины полуфабриката или площади поперечного сечения и в очень сильной степени от направления вырезки образца.

Направление вырезки образца не столь важно для листов и тонких плит, в которых анизотропия свойств, как правило, незначительна, но по мере увеличения толщины полуфабриката она приобретает все большее значение, например в плитах, прессованных полуфабрикатах и штамповках. Анизотропия свойств в полуфабрикатах больших толщин проявляется не только в различии механических свойств в зависимости от направления, но сказывается и на других характеристиках, например коррозионной стойкости под напряжением. Направления устанавливают в соответствии с геометрией сечения или направлением деформации, т.е. течением металла. Обычно различают следующие направления:

продольное — параллельное основному размеру или направлению деформации;

поперечное (по ширине) — под углом 90° к направлению деформации и параллельное ширине сечения;

высотное (по высоте) — под углом 90° к направлению деформации в полуфабрикате, имеющем осевую симметрию.

Как правило, предел прочности выше в продольном направлении, чем в поперечном. Для термически неупрочняемых сплавов в технических условиях обычно указывают свойства в продольном направлении. Для

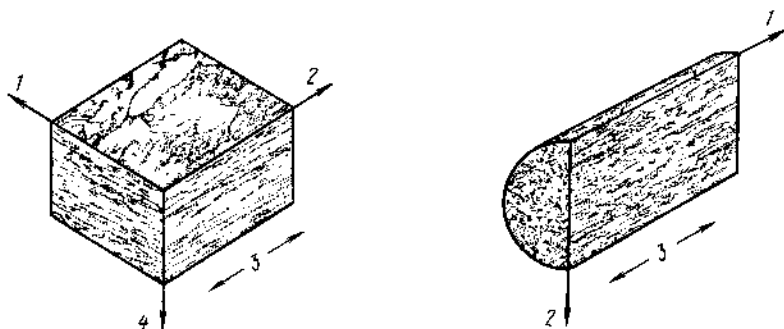


Рис. 9.1. Макроструктура катаной плиты сплава 7075-T6, иллюстрирующая направленность структуры, $\times 40$:

1 — поперечное направление; 2 — продольное направление; 3 — направление прокатки; 4 — высотное направление

Рис. 9.2. Макроструктура катаного прутка сплава 7075-T6, иллюстрирующая направленность структуры:

1 — продольное направление; 2 — поперечное направление; 3 — направление прокатки

этих сплавов часто важны характеристики формообразования, зависящие от прочности, а также максимальная прочность. Для термически упрочняемых сплавов наибольшее значение имеет прочность, и их свойства в технических условиях обычно приводят для образцов, вырезанных в поперечном направлении.

Т а б л и ц а 9.11. Влияние направления на механические свойства поковок сплава 7075-T6*

Направление вырезки образца	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
	МПа		($l_0 = 50 \text{ мм}$)
Продольное	505	420	9
Поперечное	490	405	4
Высотное	475	400	3

*Толщина 50—80 мм, максимальная площадь поперечного сечения 1650 см^2 .

На рис. 9.1 и 9.2 показаны структуры в различных направлениях и указаны направления волокна в катаной плите и прессованном прутке сплава 7075-T6. Примером влияния направления вырезки образца на механические свойства могут быть приведенные в табл. 9.11 свойства поковок сплава 7075-T6.

Поскольку прочность каждого полуфабриката различна в зависимости от направления вырезки образца, при расчете конструкции и действующих напряжений необходимо учитывать эти факторы. С этой точки зрения может быть оправданной и целесообразной замена деталей, изготавливаемых механической обработкой из поковок, толстых плит или прессованных полуфабрикатов на штамповки.

10. АЛЮМИНИЕВЫЕ ПОРОШКОВЫЕ СПЛАВЫ И ПОЛУФАБРИКАТЫ¹

Алюминиевые частицы, получаемые по различным технологиям, имеют различные физические и металлургические характеристики, связанные с методами их изготовления. Полуфабрикаты из компактированных порошков получают несколькими методами. В данном разделе рассмотрены виды алюминиевых порошков и их применение, включая две технологии получения полуфабрикатов:

- 1) методом прессования и спекания порошков;
- 2) методом механического легирования.

10.1. АЛЮМИНИЕВЫЕ ПОРОШКИ

Алюминиевой Ассоциацией (AA) принято деление порошков на три большие группы: гранулы, чешуйки и распыленные порошки. Гранулы — это частицы размером > 74 мкм. Порошки в виде чешуек имеют один или оба размера, в несколько сотен раз большие, чем третий размер. У частиц порошков, полученных распылением, все размеры примерно одинаковы. Виды порошков, выпускаемых в промышленном масштабе, перечислены ниже с краткой характеристикой способа получения. Более подробное описание приведено в табл. 10.1.

Частицы в виде дроби или гранул имеют размер от 10 до 1 мм, их получают методами центробежного литья или литьем через сопло. Они

¹ Эту главу переработали следующие авторы: У.С.Чебуляк (W.S.Cebulak, Alcoa), П.Мэтьюз (P.Mathews, U.S.Bronzl Powders, Ins.), Дж.Пиккенс (J.Pickens, Martin Marietta, Inc.), О.Р.Синглтон (O.R.Singleton, Reynolds Metals Co) и У.Ульрич (W.Ullrich, Alcan Metal Powders Co). Автором статьи аналогичного содержания в трехтомнике "Aluminum" США, 1967 является Дж.П.Лайл (J.P.Lyle, Alcoa Research Laboratories).

Т а б л и ц а 10.1. Характеристика промышленных

Вид порошка или частицы	Форма* ¹	Структура* ²	Размер* ³ , мкм	Гранулометрический состав	
				выход фракции, %	крупность, меш
Распыленные воздухом	В виде гранул	Л	1-1680	0-99	325* ⁵
Сферические распыленные Дробь	Глобулярная	Л	1-841	85-100	325
	"	Л или Л-Д	590-4700	0-100	12
Игольчатые	Удлиненная	То же	250-3360	-	6-100
Гранулированные	Выравненные гранулы	Л	5100-17400	-	4, длина до 16 мм
Пластинчатые гранулы из фольги	-	-	-	-	12-140
Чешуйки	Чешуйчатая	Д	Толщина 0,1-3,0, поперечный размер 0,5-149	-	-
Шаровидные гранулы из фольги	Шаровидная	Д	105-1410	-	-
Нарезанная фольга и лепестки	Плоская прямоугольная	Д	Ширина 115, толщина 105-1410, длина 150-8200	-	-
Стружка от механической обработки	Неправильная, в виде гранул	Л или Д	-	-	-
Нарубленная проволока	Цилиндрическая	Д	Диаметр 25-10000	-	-

*¹ Форма гранул - примерно одинаковые размеры во всех направлениях, но симметричная; чешуйчатая - в виде плоских пластинок или пленок, относительно Л-Д - литая сердцевина и деформированная поверхность. *³ Размер относится к диаметру частиц по Фишеру от 5 до > 50 мкм; средний диаметр по Шарпли от 7 до > диаметр частиц по Фишеру 4-35 мкм; средний диаметр по Шарпли 8-48 мкм.

алюминиевых частиц

Удельная поверхность* ⁴ , м ² /г	Плотность, г/см ³		Содержание Al ₂ O ₃ , %	Чистота Al, % (по массе)	Область применения
	насыпная	утраски			
0,1–1,0	0,73–1,24	1,16–1,62	0,1–1,1	99,5* ⁶	Исходный материал для получения порошка в шаровых мельницах, ракетное топливо, химикаты, взрывчатые вещества, пигменты
0,05–0,64	0,54–1,41	0,89–1,70	0,1–1,7	99,5	Ракетное топливо
0,1–0,2* ⁸	1,49	1,8	0,08	99,5* ⁶	Химическая, металлургическая, нефтяная промышленность
–	1,0–1,11	1,40–1,44	0,004–0,03	99* ⁶	Химическая, металлургическая промышленность
–	1,3–1,5	1,5–1,7	0	99	То же
0,1* ⁹	0,54–0,68	–	0,1* ⁹	99,3	–
–	–	–	–	–	Пигменты, пиротехника, взрывчатые вещества, металлургия
–	–	–	–	–	Химическая промышленность
–	0,17	0,41	0	99,5* ⁶	–
0,2	1,0	1,2	0	90–99,5	Химическая промышленность
–	0,5	0,6	0	99,5* ⁶	То же

несферическая, глобулярная – примерно сферическая; неправильная форма – нетонких; удлиненная – типа семян тмина.^{*2} Л – литая, Д – деформированная; отдельным частицам.^{*4} По сортометру или радиохимическим способом.^{*5} Средний > 90 мкм.^{*6} Возможно изготовление таких порошков также из сплавов.^{*7} Средний
^{*8} Расчетные данные. ^{*9} Приблизительные значения.

обычно имеют глобулярную форму, но могут быть также в форме слезы или сигарообразными. Охлаждающей средой, как правило, служат воздух или вода. Вода не только определяет скорость кристаллизации, но и сказывается на состоянии поверхности, вызывая образование утолщенной гидратированной оксидной пленки. Иногда эти частицы подвергают механической обработке с целью сглаживания неровностей поверхности и придания им более равноосной формы многогранников. В качестве исходного материала можно использовать многие сплавы.

Рубленая проволока. Частицы обычно имеют цилиндрическую форму; их получают путем рубки отходов проволоки на мелкие кусочки.

Стружка — отходы при механической обработке. Ее часто подвергают размолу для получения частиц желаемых формы и размеров. Состав частиц либо соответствует материалу, из которого получена стружка (если производится разделение стружки по сплавам), либо не контролируется. Частицы имеют структуру сильно деформированного материала.

Резанная фольга и лепестки. Получают рубкой, резкой или размолем в мельнице; эти частицы обычно грубее порошка в двух измерениях. Материал сильно деформирован.

Пластинчатые гранулы из скрученной фольги получают размолем либо сортовой фольги, либо предназначенной для передела. Эти порошки имеют более низкую насыпную массу, чем полученные методом литья, при одинаковых размерах частиц. Материал сильно деформирован, что усиливает его химическую активность.

Порошки, распыленные воздухом, получают распылением расплава: форма частиц сфероидальная, структура литая. При распылении воздухом скорость кристаллизации обычно составляет $10^3 - 10^6$ К/с. В промышленном масштабе выпускают порошки из алюминия различных сортов; возможно получение порошков и из сплавов.

Распыленные порошки со сферическими частицами имеют такую форму частиц благодаря либо распылению инертным газом, либо смеси газов с низкой окислительной способностью. Диспергирование расплава осуществляется специальным всасывающим устройством или ультразвуком, центробежной силой или методом вакуумной десорбции на промышленных установках. Частицы имеют литую структуру; установлено, что скорость их затвердевания такая же, как при распылении воздухом.

Чешуйчатые порошки — сложные материалы, получаемые путем деформации. Исходным материалом является порошок, распыленный воздухом, который затем размалывают в шаровых мельницах с использованием смазочных материалов. Чешуйчатые частицы, используемые в качестве пигментов, подразделяют на лепестковые и не имеющие форму лепестков. Для повышения насыпной массы применяют длительный и высокоскоростной размол. Содержание оксида алюминия в высокодисперсных порошках составляет свыше 2 %. Возможно также присутствие карбидов, образующихся из смазочных веществ.

Кроме рассмотренных выше типов, имеющих промышленное значение, производят также ультратонкие порошки размером ~ 1 мкм. Их получают осаждением алюминия из газовой фазы в инертной атмосфере. Эти частицы представляют научный интерес, поскольку их можно исследовать на просвет в электронном микроскопе, что дает ценную информацию о структуре.

Техника безопасности. До начала проектирования производства порошковых материалов, изготовления, хранения и использования порошкового алюминия необходимо тщательно изучить опасность, которую представляют порошки алюминия, и меры по технике безопасности [1—3].

10.2. ПРИМЕНЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ ПОРОШКОВ

Химическая активность, относительные доступность и низкая стоимость алюминия делают его привлекательным материалом для разных областей применения. В следующих разделах дается краткий обзор применения порошков и частиц в металлургии, химии, производстве взрывчатых веществ и других областях.

10.2.1. Металлургия и химия

Алюминиевые частицы находят применение в металлургической промышленности в четырех случаях:

- 1) в алюминотермии;
- 2) в качестве легирующих добавок;
- 3) для изготовления полуфабрикатов и деталей путем прессования и спекания;
- 4) для изготовления изделий из порошков, полученных механическим легированием.

Алюминотермия используется в основном в реакциях восстановления и как процесс, идущий с выделением тепла.

Реакции восстановления применяют в практике рафинирования и приготовления ферросплавов, содержащих восстанавливаемые формы оксидов молибдена, ниобия, вольфрама, ванадия и титана. Существенным преимуществом является экзотермический (самоподдерживающийся) характер алюминотермических реакций. При этом удается избежать присутствия других восстановителей, таких как углерод и кремний. К процессам, протекающим с экзотермическими реакциями, относятся установка прибыльных надставок, экзотермическая сварка, локализованный нагрев с целью отжига или снятия напряжений, резка кислородно-ацетиленовой горелкой или огневая резка неокисляющихся огнеупорных материалов типа кирпича или бетона.

Легирующие добавки. Алюминий в качестве легирующей добавки вводят либо в виде порошка предварительно приготовленного сплава, либо в форме компактированного брикета, состоящего из смеси порошков составляющих элементов. Второй вариант имеет ряд преимуществ по сравнению с обычным способом введения добавок в рас-

плав за счет более высокой чистоты отдельных составляющих. Соотношение компонентов легко регулируется, а выбор строгих размеров брикета позволяет более точно контролировать содержание легирующих элементов.

Химическая промышленность ежегодно потребляет тысячи тонн порошка алюминия различной чистоты. Сложность процессов, в которых алюминиевый порошок используют для синтеза металлоорганических соединений и катализа, не позволяет подробно рассмотреть их в данной главе. Предпочтительное применение алюминиевых порошков (а не слитков) в химической промышленности объясняется тем, что порошки имеют большую площадь поверхности, а также возможностью получения частиц различных размеров для обеспечения высоких скоростей реакции. При изготовлении порошка из алюминиевых слитков высокой чистоты удается достичь минимального загрязнения металлическими примесями. Алюминиевый порошок применяют при получении ряда соединений алюминия: алкилов алюминия, хлористого гидроксида алюминия, безводного хлористого алюминия, алколюатов алюминия и в реакциях с образованием водорода. Полученные соединения алюминия используют на промежуточных или конечных стадиях производства моющих средств, пластификаторов, в качестве катализаторов при полимеризации и при изготовлении дезодорантов.

10.2.2. Взрывчатые вещества и топлива

Алюминиевый порошок часто добавляют во взрывчатые вещества и ракетные твердые топлива. При реакции окисления алюминия никаких газообразных продуктов не образуется, однако очень высокая теплота образования оксида алюминия приводит к значительному увеличению тепловыделения, вследствие чего летучие компоненты приобретают более высокую температуру. Этот эффект используют как в жидких взрывчатых веществах, так и в твердых топливах [4].

Жидкие взрывчатые вещества. Жидкие взрывчатые вещества представляют собой насыщенные водные растворы (~ 65 %) нитрата аммония или других нитратов. Обычно в композицию взрывчатых веществ входят и другие топлива, например нефть и растворимые гликоли, но алюминий является самой важной составляющей в системе. В состав топлива могут входить также загустители и вещества, образующие поперечные связи для уменьшения избыточного потока в запалы или сохранения жесткой трубчатой формы снаряда. Легкость воспламенения этих веществ может быть значительно повышена добавками нескольких процентов алюминиевого мелкодисперсного порошка чешуйчатой формы или специальными органическими добавками.

Топлива. Алюминиевый порошок был и остается одним из главных компонентов твердых топлив, используемых в ракетах и снарядах. Топлива, в которых алюминиевый порошок является основной составной частью, называются смесями. Смесь содержит окислитель

(обычно перхлорат аммония), связующее (обычно полимер), добавки, контролируемые и стабилизирующие процесс горения, и алюминиевый порошок. Смеси обычно либо заливают в камеру сгорания, либо заправляют двигатель таблетками из прессованной смеси. Скорость горения и развиваемая тяга определяются составом топлива, формой, в которой оно присутствует в двигателе, конструкцией камеры сгорания и соплового аппарата. В таких системах крайне важен размер частиц алюминиевого порошка, поскольку от этого зависят плотность и реологические характеристики топлива и, в конечном счете, весь процесс горения.

10.2.3. Другие примеры промышленного применения порошков

Алюминиевые порошки имеют ряд особенных качеств — приятный цвет, способность к деформации, высокую теплопроводность и коррозионную стойкость. Деформированные порошки в виде тонких чешуек, полученных в шаровых мельницах, широко используют в качестве пигмента в покрытиях для окраски оборудования, красках для крыш, бумаги в полиграфии. Пигментные порошки высокой чистоты с частицами чешуйчатой формы широко используют во всем мире в автомобильной промышленности и других областях, где необходимо получение красивой блестящей поверхности. Алюминиевые порошки применяют в производстве неметаллических материалов, например в качестве наполнителей для клеев, литевых компаундов на эпоксидной основе, холодных припоев и для изготовления защитных оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛ) в атомной технике.

Стойкость чугуна и стали к атмосферной коррозии повышают металлизацией алюминием. Стальная проволока, плакированная алюминием, изготавливается путем холодной прокатки с последующей горячей прокаткой заготовки с нанесенным порошком. Существуют и другие методы получения порошкового покрытия, например нанесение порошка с последующей термодиффузионной обработкой или высокотемпературное напыление с применением специального оборудования для распыления.

10.3. ИЗДЕЛИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ КОМПАКТИРОВАНИЕМ И СПЕКАНИЕМ

Порошковая металлургия дает возможность значительно снизить стоимость деталей и увеличить коэффициент использования металла: деталь, получаемая компактированием порошка в штампе, затем подвергается лишь незначительной доработке, т.е. отходы производства очень невелики.

Исследования возможности использования алюминиевого порошка для получения прессованных и спеченных деталей проводились с 1940 г., однако промышленная технология была разработана толь-

ко в начале 60-х годов [5—10]. Ключевыми моментами в порошковой металлургии являются следующие:

- выбор порошка;
- режимы компактирования;
- режимы спекания;
- остальные операции обработки;
- термическая обработка.

Выбор порошка. Алюминиевый порошок, обычно используемый в порошковой металлургии, имеет следующий гранулометрический состав:

Размер частиц, меш	Содержание, %
+50	Следы
(-50) ÷ (+100)	10-20
(-100) ÷ (+200)	20-30
(-200) ÷ (+325)	15-25
-325	30-40

Такая смесь частиц разных размеров обладает способностью к равномерному однородному заполнению штампа и достаточной способностью к уплотнению, что обеспечивает высокую плотность и уровень прочности в состоянии после прессования (без термообработки). Для получения необходимых свойств конструктивных элементов, изготавливаемых методом порошковой металлургии, порошок алюминия легируют другими добавками (также в виде порошков). Типичный химический состав таких порошков приведен в табл. 10.2. Важным технологическим фактором в производстве полуфабрикатов из порошковых сплавов является добавка твердой смазки (типа стеарина). Она

Т а б л и ц а 10.2. Средний химический состав некоторых порошков, используемых для легирования порошкового алюминия

Марка порошка*	Массовая доля элементов, %							Массовая доля смазки, %	Рекомендуемая температура спекания**, °C
	Cu	Si	Mg	Zn	Cr	Mn	Al		
Alcoa 601AB	0,25	0,6	1,0	—	—	—	Ост.	1,5	620
Alcoa 201AB	4,4	0,8	0,5	—	—	—	”	1,5	590
Alcan 24	4,4	0,9	0,5	—	—	0,4	”	—	595
Alcan 69	0,25	0,6	1,0	—	0,10	—	”	—	620
Alcan 76	1,6	—	2,5	5,6	0,20	—	”	—	595

* Обозначение фирмы-изготовителя, необязательное для конечного полуфабриката.

** По температуре детали точность измерения ± 3 °C.

Т а б л и ц а 10.3. Характеристики смазок, применяемых в порошковой металлургии

Марка смазки*	Содержание влаги и летучих компонентов при 105 °С, % (по массе)	Зольный остаток при 800 °С, % (по массе)	Фирма-изготовитель
Acrawax С	0,08	0,00	Glyco Chemical, Inc., N-J Capital City Products Company, Columbus
Sterotex	0,01	0,02	

* Марка фирмы-изготовителя.

увеличивает износостойкость инструмента и уменьшает или устраняет налипание порошка на инструмент. Характеристики смазок с малым содержанием влаги и низкой зольностью, успешно применяемых в порошковой металлургии, приведены в табл. 10.3.

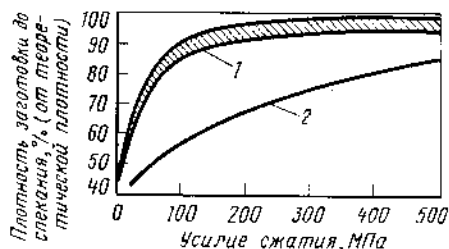
Компактирование порошков (брикетирование). Алюминиевые порошки обладают значительно лучшей способностью к уплотнению, чем порошки на железной основе (рис. 10.1). При одном и том же усилии прессования плотность алюминиевой порошковой заготовки (до спекания) выше по сравнению с порошками на железной основе. При этом повышается прочность материала до прессования, а также расширяются возможности получения полуфабрикатов при той же мощности прессового оборудования.

Спекание производят при температурах выше точки плавления; цель этой операции — повышение плотности, значительное усиление связи между отдельными частицами и увеличение прочности посредством выравнивания состава. При высокотемпературном нагреве в процессе спекания происходит образование жидких растворов легирующих элементов (Cu, Si, Mg) в алюминии. Это обеспечивает прочную связь частиц порошка и приводит к диффузии этих элементов в частицы. Изменение плотности и механических свойств при спекании рассмотрено в работе [10].

Процесс спекания алюминиевых порошковых заготовок состоит из

Рис. 10.1. Плотность порошковой заготовки до спекания в зависимости от величины усилия сжатия:

- 1 — алюминиевый порошок;
2 — железный порошок



нескольких стадий, при этом конечным этапом является операция нагрева при температурах выше точки плавления. Вначале полученные при компактировании брикеты помещают в нагретую печь с сухой защитной атмосферой (с точкой росы защитного газа -40°C или ниже). На этом этапе нагрев производят в интервале от 350 до 425°C с целью удаления жиров, содержащихся в смазке, используемой при размоле порошка. Дальнейший нагрев ведут при температурах, указанных в табл. 10.2, в зависимости от состава сплава. Решающим фактором на этом этапе является однородность распределения температуры, поскольку в процессе спекания образуется значительное количество жидкой фазы. Допустимое отклонение температуры от указанной в табл. 10.2 должно быть в пределах $\pm 3^{\circ}\text{C}$. Продолжительность спекания выбирается в зависимости от вида полуфабриката, его формы, режимов прессования. Обычно процесс спекания длится 5–30 мин. Рис. 10.2 иллюстрирует влияние длительности спекания на микроструктуру спеченных заготовок из компактированного порошка марки 201 АВ. После спекания заготовки охлаждают в защитной атмосфере до температуры $\leq 425^{\circ}\text{C}$.

Дополнительные (второстепенные) операции. Спеченные заготовки могут быть подвергнуты ряду других операций либо с целью дальнейшего улучшения их характеристик, либо доводки размеров или отделки поверхности. Такими операциями могут быть правка деталей для обеспечения установленных допусков на размеры, холодная или горячая деформация (ковка) для получения максимальных физических и механических свойств [11, 12] и термическая обработка (для термически упрочняемых сплавов) [13].

Термическая обработка широко используется для повышения свойств деталей, полученных методом порошковой металлургии. Состояния термической обработки, применяемые для порошковых материалов, обычно обозначаются следующим образом:

T1 – после спекания;

T2 – холодная деформация после спекания;

T4 – закалка с последующим естественным старением при комнатной температуре в течение ≥ 4 сут;

T6 – закалка с последующим искусственным старением.

Указанные обозначения состояний необязательно совпадают с обозначениями, принятыми Алюминиевой Ассоциацией. Применение различной термообработки к разным порошковым полуфабрикатам позволяет получить широкий спектр свойств. В табл. 10.4 приведены типичные механические свойства порошкового сплава в различных состояниях. Эти состояния с металловедческой точки зрения во многом сходны с состояниями, используемыми при термической обработке деформируемых алюминиевых сплавов (см. разд. 5).

Применение порошковых полуфабрикатов постоянно расширяется

Детали, изготавливаемые методом порошковой металлургии, используют для замены мелких отливок, прессованных полуфабрикатов, крепежных деталей с большим объемом механической обработки.

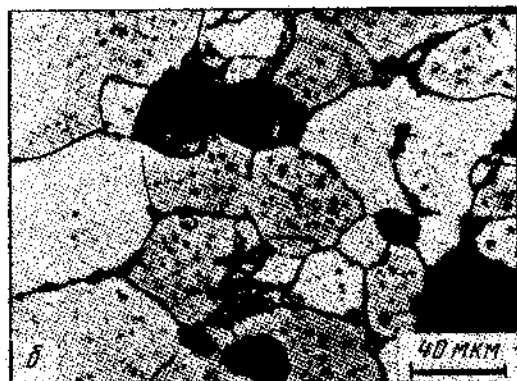


Рис. 10.2. Микроструктура заготовок из компактированного порошка марки 201 АВ, спеченных при 595°C в течение:
a – 1 мин; *б* – 15 мин; *в* – 30 мин

Т а б л и ц а 10.4. Типичные свойства порошкового сплава марки 601АВ в различных состояниях

Состояние материала	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
	МПа		
T1* ¹	145	94	6,0
Холодная деформация + T2* ²	233	216	1,0
Холодная деформация + T4	199	121	8,0
Холодная деформация + T6	269	248	1,7
Горячая ковка + T4* ³	262	138	16,0
Горячая ковка + T6	345	317	8,0

*¹ При теоретической плотности, равной 90 %.

*² Холодная осадка на 19–23 %.

*³ Горячая ковка с уменьшением высоты на 50 %.

Детали из алюминиевых порошковых материалов применяют также вместо других порошковых материалов с большей плотностью, что обеспечивает выигрыш в массе и повышение коррозионной стойкости. На рис. 10.3 показаны детали различных размеров и разной степени сложности, которые можно изготавливать из алюминиевых спеченных порошковых сплавов. Детали из спеченных алюминиевых порошков могут быть использованы в торговом оборудовании, в автомобилях и тракторах, в станках, гидравлических системах, артиллерии, швейных машинах, электрических системах и бытовых приборах.

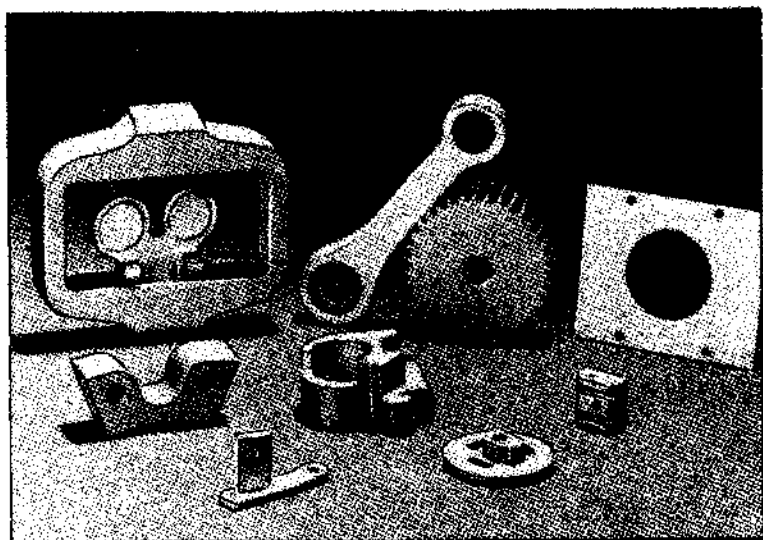


Рис. 10.3. Типичные детали из алюминиевых спеченных порошковых сплавов

10.4. ВЫСОКОПРОЧНЫЕ ПОРОШКОВЫЕ СПЛАВЫ

С точки зрения возможности получения высокого уровня свойств, порошковая металлургия представляет собой альтернативу традиционного способа производства деформируемых полуфабрикатов из слитков. Изготовление порошков основано на принципе быстрого затвердевания, например при распылении расплава струей газа или воздуха [14], высокоскоростной кристаллизацией на охлаждаемой подложке [14, 15] или вращающемся диске [16]. Полученный одним из указанных методов порошок подвергают дегазации для удаления влаги, адсорбированной порошком из атмосферы. Затем порошок компактируют различными методами: горячим прессованием в вакууме [17], горячим изостатическим прессованием [18], непосредственной прокаткой [19] или прессованием порошка [20]. Технология производства деформированных порошковых полуфабрикатов описана в недавно опубликованной работе [21].

Усовершенствование порошковых сплавов возможно путем быстрой кристаллизации или использования обработки в атриторе. Обработка в атриторе является одним из этапов технологии получения САПа [22, 23]. Этот метод позволяет осуществлять и механическое легирование [24, 25]. Перед дегазацией и спеканием порошок подвергают размолу с целью внедрить в матрицу дисперсные частицы и получить порошок с частицами требуемых размеров и формы.

Совершенствование алюминиевых порошковых сплавов позволило получить материалы с улучшенными свойствами, а именно:

- 1) с высокой прочностью и при комнатной температуре;
- 2) с высоким модулем и пониженной плотностью;
- 3) с высокой прочностью при повышенных температурах.

Возможность улучшения свойств обусловлена спецификой метода получения порошковых материалов, позволяющей: значительно уменьшить размеры зерна и нерастворимых фаз; увеличить максимальную растворимость легирующих элементов; ввести в состав сплава такие элементы, легирование которыми невозможно при традиционном методе изготовления материала из слитков; образовать новые метастабильные упрочняющие фазы и создать дополнительное упрочнение материала за счет оксида алюминия и карбидов. В настоящее время в промышленном масштабе успешно применяют деформируемые полуфабрикаты из нескольких порошковых алюминиевых сплавов.

10.4.1. Высокопрочные сплавы для работы при комнатной температуре

Разработка алюминиевых сплавов с использованием методов распыления продолжалась свыше 15 лет, причем основное внимание было сконцентрировано на сплавах серии 7XXX, содержание легирующих элементов в которых значительно превышает предел их растворимости в твердом алюминии [26–31]. Эти работы завершились созданием

Таблица 10.5. Средний состав* порошковых алюминиевых сплавов

Марка сплава**	Массовая доля, %									
	Zn	Mg	Cu	Co	Zr	O ₂	C	Cr		
7091	6,5	2,5	1,5	0,4	—	0,32	—	—		
7090	8,0	2,5	1,0	1,4	—	0,35	—	—		
MR61	8,5	2,5	1,5	0,6	0,2	< 0,5	—	—		
IN 9051	—	4,0	—	—	—	0,6	0,75	—		
IN 9052	—	4,0	—	—	—	0,8	1,1	—		
IN 9021	—	1,5	4,0	—	—	0,8	1,1	—		
MR64	6,8-8,0	1,9-2,9	1,8-2,4	0,1-0,4	0,1-0,35	< 0,05	< 0,05	0,08-0,25		
1519B	6,8-8,0	1,9-2,9	1,8-2,4	—	—	< 0,05	< 0,05	0,1-0,5		

* Остальное — алюминий.

** 7090 и 7091 — марки Aluminum Association; MR61, MR64, 1519B — марки компании Kaiser Aluminum Co; IN 9051, IN 9052, IN 9021 — марки компании International Nickel Co.

двух порошковых сплавов, освоенных производством: 7091* и 7090**. Оба сплава относятся к серии 7XXX и легированы кобальтом: 0,4 % в сплаве 7091, 1,5 % в сплаве 7090. Средний состав этих и других порошковых сплавов приведен в табл. 10.5. Оба сплава (7091 и 7090) обладают прекрасным сочетанием высокого уровня прочности и сопротивления коррозионному растрескиванию. На рис. 10.4 показаны коррозионные свойства поковок из порошковых сплавов 7091 и 7090, полученные при испытаниях в атмосфере промышленного района, в сравнении с коррозионными свойствами сплавов 7075 и 7175, изготовленных по традиционной технологии. Повышение сопротивления коррозионному растрескиванию при данном уровне прочности связано с измельчением зерна, присутствием кобальта в виде дисперсной избыточной фазы и уменьшением ликвационной неоднородности. Все эти преимущества обеспечиваются благодаря высокой скорости затвердевания расплава при распылении.

Типичные свойства прессованных профилей и штамповок из сплава 7090 и 7091 приведены в табл. 10.6 и 10.7 соответственно. По уровню прочности и вязкости разрушения указанные сплавы превосходят

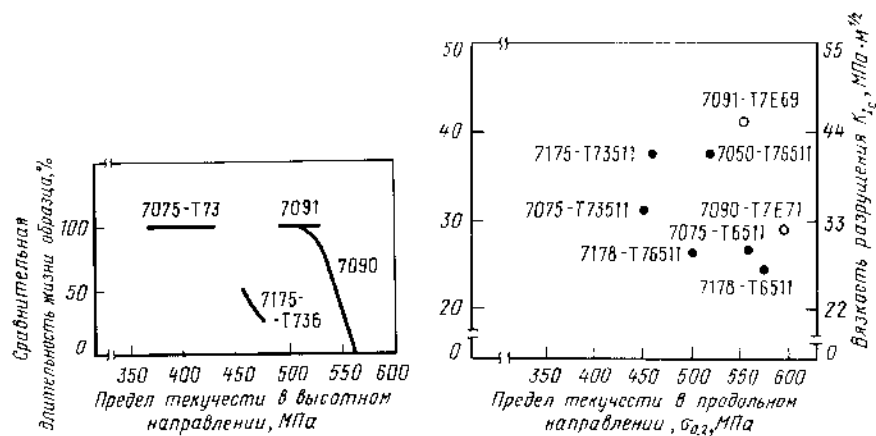


Рис. 10.4. Сопротивление коррозионному растрескиванию тонких штамповок из порошковых сплавов 7090 и 7091 в сравнении со свойствами таких же штамповок из сплавов 7075 и 7175, полученных по традиционной технологии (штамповка № 9078, испытания при постоянном напряжении $\sigma = 241$ МПа в течение 1825 сут в атмосфере промышленного района)

Рис. 10.5. Вязкость разрушения прессованных профилей толщиной 6–38 мм из высокопрочных алюминиевых сплавов в зависимости от предела текучести в продольном направлении

* Прежняя маркировка MA87 или CT91 (Aluminum Company of America).
 ** Прежняя маркировка MA67 или CT90 (Aluminum Company of America).

Т а б л и ц а 10.6. Типичные свойства прессованных профилей толщиной 6–38 мм из порошковых алюминиевых сплавов 7090 и 7091*

Марка сплава	Направление образца	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
		МПа		($l_0 = 4D$)
7090	Продольное	627	586	10
	Поперечное	593	538	6
7091	Продольное	593	545	12
	Поперечное	552	510	8

* Механические свойства определяли после закалки и старения до максимума прочности. Сплав 7090 был дополнительно состарен при 160 °С, 1–2 ч; сплав 7091 – при 160 °С, 4 ч.

Т а б л и ц а 10.7. Типичные свойства штамповок толщиной 76 мм из порошковых алюминиевых сплавов

Марка сплава	Направление образца	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
		МПа		($l_0 = 4D$)
7090	Продольное	614	579	10
	Поперечное	579	545	4
7091	Продольное	579	531	13
	Поперечное	545	496	9

сплавы этой же системы, полученные традиционным методом (рис. 10.5). Повышение вязкости разрушения и прочности обусловлено измельчением нерастворенных фаз при быстром затвердевании.

По усталостным характеристикам сплавы 7090 и 7091 имеют как преимущества, так и недостатки по сравнению со сплавами, изготовленными по традиционной технологии. Предел выносливости гладких и надрезанных образцов из порошковых сплавов выше, чем у сплавов, изготовленных по обычной технологии [30]. Однако скорость роста трещины усталости (СРТУ) при низких значениях коэффициента интенсивности напряжений выше для сплавов 7090 и 7091 и для усовершенствованных модификаций сплавов, полученных обычными методами [32]. Это объясняется очень малым размером зерен в порошковых сплавах (1–10 мкм): пластическая зона у вершины трещины охватывает несколько зерен [33], так что усталостная трещина может быстрее продвигаться от зерна к зерну. Скорость роста трещины усталости в сплавах 7090 и 7091 можно снизить увеличением размера зерна [34].

Сплав MR61 по своему составу и уровню прочностных свойств бли-

зок к сплаву 7090 (см. табл. 10.5), однако он содержит цирконий, который вводят, вероятно, для измельчения зерна [35, 36]. Опытная промышленная партия прессованных профилей из сплава MR61 была использована для изготовления сидений в самолете Боинг-727 наряду со сплавами 7090 и IN 9051. Сплав MR61 имеет высокие прочностные свойства ($\sigma_B = 669$ МПа, $\sigma_{0,2} = 627$ МПа) при относительном удлинении $\delta = 9,5\%$. Сплав обладает также хорошим сопротивлением коррозионному растрескиванию и расслаивающей-коррозии.

Два новых сплава (MR64 и 1519B) вытесняют сплав MR61. Составы этих сплавов близки (табл. 10.5), но сплав MR64 в отличие от сплава 1519B содержит кобальт и цирконий. Оба сплава имеют высокое сопротивление коррозионному растрескиванию. В табл. 10.8 приведены механические и коррозионные свойства поковок из этих двух сплавов [34] в сравнении со сплавом 7050, изготовленным по традиционной технологии. Оба сплава находятся в стадии промышленного освоения.

Усовершенствование сплавов, получаемых с применением атритиров, осуществляется за счет механического легирования. Этот запатентованный процесс представляет собой улучшенный вариант получения САПа [37]. При высокоскоростном размоле совмещаются несколько механизмов упрочнения. Например, патентованный сплав Al — 4 % Mg марки IN 9051 [38, 39] (табл. 10.5) можно упрочнять:

посредством образования твердого раствора магния в алюминии; благодаря очень мелкозернистой структуре (размер зерна $< 0,5$ мкм);

мелкодисперсным оксидом алюминия;

мелкодисперсными карбидами;

за счет образования субструктуры.

Матрица сплава представляет собой твердый раствор, дисперсионное твердение отсутствует. Сплав не упрочняется термической обработкой и благодаря электрохимически пассивной структуре имеет прекрасную

Т а б л и ц а 10.8. Механические свойства и сопротивление коррозионному растрескиванию поковок из порошковых алюминиевых сплавов и сплава 7050, изготовленного по обычной технологии

Марка сплава	Состояние	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %	Время до разрушения, сут*
		МПа			
1519B	T76	558	510	10	43
	T73	510	448	11	190
MR64	T76	600	552	6	60
	T73	558	496	9	116
7050	T73	503	448	5	23

* Испытания при периодическом погружении в 3,5 %-ный раствор NaCl при $\sigma = 310$ МПа.

общую коррозионную стойкость и сопротивление коррозионному растрескиванию даже при напряжении, близком к пределу текучести. Сплав IN 9052 близок к сплаву IN 9051 (см. табл. 10.5), но с более высоким содержанием дисперсоидов. Его также отличает высокая стойкость к коррозионному растрескиванию.

Сплав IN 9021 представляет собой механически легированный материал серии 2XXX, в котором упрочнение при старении (дисперсионное твердение) сочетается с описанными выше механизмами упрочнения. Прочность материала повышается, а общая коррозионная стойкость и сопротивление коррозионному растрескиванию сохраняются на достаточно высоком уровне. Электрохимическая пассивность дисперсных оксидов, по-видимому, играет роль в коррозионном поведении материала. Эти частицы в механически легированных материалах повышают также модуль упругости, и три таких сплава имеют более высокую удельную жесткость (E/ρ), чем сплав 7075. Свойства штамповок из трех сплавов, изготовленных в промышленном масштабе, приведены в табл. 10.9. Поскольку скорость роста трещины усталости у сплава IN 9021 ниже, чем у сплава 7075, он может найти применение в самолетостроении.

Т а б л и ц а 10.9. Механические свойства поковок из сплавов, полученных методом механического легирования

Марка сплава	Направление образца	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
		МПа		
9052	Продольное	595	560	6
	Высотное	568	550	2,5
9021-T4	Продольное	625	597	14
	Высотное	597	585	11
7075-T7	Продольное	483	407	8
	Высотное	448	372	4

Янг с сотрудниками [40] изготовили в лабораторных условиях опытные партии сплавов типа САП с высокой прочностью при комнатной температуре (> 700 МПа). Использованный им процесс носит название реакционный размол (reaction milling). В этом случае в сплавах имеет место в основном упрочнение дисперсными карбидами. Углерод вводится в виде ламповой сажи в процессе размола в шаровой мельнице. Ни один из полученных сплавов пока не выпускается в промышленном масштабе.

Прессованные профили и штамповки из порошковых сплавов, освоенные промышленностью, обладают весьма ценными свойствами. Однако данные по свойствам плит ограничены, что связано с техническими трудностями получения заготовок достаточно больших размеров.

которые можно было бы прокатывать на существующих прокатных станах. В работе [41] указано на возможность получения заготовки весом 1500 кг из ранних модификаций сплавов 7091 и 7090.

10.4.2. Сплавы с высоким модулем упругости и пониженной плотностью

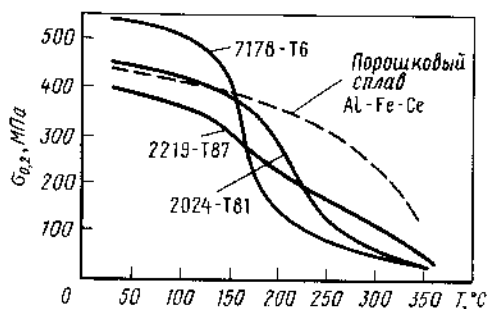
Легирование алюминия литием приводит к повышению модуля упругости и снижению плотности, что связано с образованием δ' -фазы (Al_3Li). Несколько алюминиевых и авиакосмических компаний [42–44] заняты разработкой порошковых алюминий-литиевых сплавов с высокой удельной жесткостью (E/ρ). В лабораторных условиях на этих сплавах получены многообещающие свойства, но ни один из них пока не освоен в промышленном масштабе. В ближайшем будущем несколько алюминиевых компаний намерены выпускать алюминий-литиевые сплавы, изготовленные по традиционной (слитковой) технологии. Не только литий повышает модуль упругости алюминия. Например, экспериментальный сплав $Al - 8\% Fe - 2\% Mo$, полученный методом охлаждения распыляемого расплава на металлической подложке и предназначенный для работы при высоких температурах, также имеет высокие характеристики упругости [34] благодаря присутствию железистых интерметаллических фаз. Мелкодисперсные частицы оксидов также способствуют повышению модуля упругости, о чем свидетельствуют свойства механически легированных сплавов. Удельная жесткость сплавов IN 9021 и IN 9052 на 5 и 8 % соответственно выше, чем у сплава 7075, изготовленного по обычной технологии [34].

Разработка материалов с высокой удельной жесткостью методами порошковой и слитковой металлургии продолжается, хотя ни один из таких сплавов еще не нашел широкого промышленного применения.

10.4.3. Сплавы для работы при повышенных температурах

Разработке алюминиевых порошковых материалов для работы при повышенных температурах уделялось значительное внимание. Фирмой (Air Force Wright Aeronautical Laboratories (AFWAL) предложены спла-

Рис. 10.6. Температурная зависимость предела текучести порошкового сплава $Al - 8\% Fe - 4\% Ce$ и различных деформируемых алюминиевых сплавов после 100 ч выдержки при температуре испытания



вы для эксплуатации в интервале от 230 до 345 °С, изготовленные методами распыления [45–47] и механического легирования [48]. Национальным управлением по авиации и исследованию космического пространства (NASA) разработаны сплавы для эксплуатации при 135 °С [49]; у фирмы, занимающейся производством двигателей, существует программа, предусматривающая использование алюминиевых сплавов при повышенных температурах в реактивных двигателях [50, 51]. Высокортное затверждение позволяет получать сплавы с желаемым комплексом свойств при повышенных температурах. Например, (рис. 10.6) сплав Al – 8 % Fe – 4 % Ce имеет гораздо более высокую прочность при повышенных температурах, чем сплав 2219, изготовленный по традиционной технологии [34]. Деформация образцов из штамповок сплава Al – 8 % Fe – 4 % Ce после испытаний на ползучесть в течение 100 ч при температуре 230 °С и $\sigma = 138$ МПа составила 0,05 %, в то время как у аналогичных образцов из сплава 2219-T851 величина деформации на порядок больше. Этот сплав еще находится в стадии экспериментального изучения.

Сплав Al – 8 % Fe – 2 % Mo может успешно конкурировать с титановыми сплавами при 205 °С [34]. Несколько опытных механически легированных материалов имеют достаточно высокий уровень прочности при 425 °С, но их свойства в интервале 230–345 °С ниже, чем у сплавов, полученных методом распыления [47]. Значительные успехи достигнуты на сплавах Al – C, полученных методом механического легирования. Временное сопротивление разрыву при растяжении при 345 °С составляет 24 МПа [52].

Выводы. Изготовлены первые промышленные партии нескольких новых порошковых алюминиевых сплавов в виде прессованных полуфабрикатов и штамповок с весьма ценными свойствами. Изготовление плит осложнено, что обусловлено трудностью получения достаточно крупной заготовки, необходимой для прокатки на имеющемся промышленном оборудовании.

К главе 1

1. F.C. Frary, The Electrolytic Refining of Aluminum, *Transactions of American Electrochemical Society*, Vol 47, 1925, p 275-286
2. J.D. Edwards, The Properties of Pure Aluminum, *Transactions of American Electrochemical Society*, Vol 47, 1925, p 287-300
3. C.S. Taylor, et al, The Properties of High-Purity Aluminum, *Metals & Alloys*, Vol 9, 1938, p 189-192
4. "Nouvelles Propriétés Physiques et Chimiques des Métaux de Très Haute Pureté", Colloques Internationaux, Paris, 1959, Centre National de la Recherche Scientifique, Paris, 1960
5. "Ultra High Purity Metals", American Society for Metals, 1962
6. K. Akerman, et al, Zone Melting of Aluminum, *Rudy Metale Niezależne*, Vol 9 (No. 9), 1964, p 483-485
7. R. Splitek, Zone Refining of Aluminum, *Hutnické Listy*, Vol 17, 1962, p 495-503
8. S.E. Maraev, N.I. Elina, and E.I. Mudrova, Distribution of Impurities During Zone Purification of Aluminum, *Poluchenie i Analiz Veschestv Osoboi Chistoty—Materialy Vsesoyuznoi Konferentsii*, Gorky, USSR, 1963 (published 1966) (Russian)
9. W.D. Hannibal, et al, Ultrapure Aluminum Production, Processing and Properties, Bonn, West Germany: Light Metal Research Institute, Vereinigte Aluminum-Werke AG, *Metall*, Vol 27 (No. 3), 1973, p 203-211
10. "Continuous Purification of Aluminum", Pechiney-Campagne de Produits Chimiques et Electrometallurgiques, *Neth. Appl.* 6, 408,185 (Cl.C 22b), 20 Jan 1965, *Fr. Appl.* 10 July 1963; 23 pages
11. "Purification of Scrap Aluminum", Pechiney-Compagnie de Produits Chimiques et Electrometallurgiques, *Belg.* 650, 686, 28 Jan 1965; *Fr. Appl.* 19 July 1963; 28 pages
12. W.D. Hannibal et al, *Bundesministerium fuer Forschung und Technologie, Forschungsberichte Technologische Forschung und Entwicklung*, 1974
13. G. Revel, Application of Electrical Resistivity at Low Temperature to Purity Control of Aluminum, *Memoires Scientifique de la Revue de Metallurgie*, Vol 65 (No. 2), 1908, p 181-184
14. *Encyclopedia of Industrial Chemical Analysis*, Vol 5, New York: John Wiley & Sons, 1967, p 110-158
15. T.G. Pearson and H.W.L. Phillips, The Production and Properties of Superpurity Aluminum, *Metallurgical Reviews*, Vol 2, 1957, p 305-360
16. G. Deep and A. Plumtree, Yield Point Behavior in Extruded Aluminum Rod, *Metallurgical Transactions A.*, Vol 6A (No. 2), Feb 1975, p 359-366
17. F. Iida, et al, Anomalous Strain-Rate Sensitivity of Flow Stress in Superconducting Al and Al-Mg Alloys, *Acta Metallurgica*, Vol 27 (No. 4), April 1979, p 637-647
18. H.J. Hamel, The Influence of Rate of Extension on the Properties of Polycrystalline Aluminum and Aluminum Alloys, *Metall*, Vol 28 (No. 3), March 1974, p 238-245

19. F.H. Hammad, C.N. Ahlquist, and W.D. Nix, High-Temperature Work-Softening Yield-Point Phenomena in Polycrystalline Aluminum, *Metallurgical Transactions*, Vol 1 (No. 8), Aug 1970, p 2179-2183
20. M. Yu. Vainblat and S.S. Khayurov, Serrated Yielding on the Extension Diagram of Polygonized Aluminum, *Fizika Metallov i Metalloved*, Vol 35 (No. 3), 1973, p 530-534 (Russian)
21. U.F. Kocks, Laws for Work-Hardening and Low-Temperature Creep, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol 98 (No. 1), Jan 1976, p 76-85
22. A. Polakovic and L. Taborsky, The Influence of Rate of Deformation, Grain Diameter, and Purity of Aluminum and Copper on the Stress-Strain Curves, *Metall*, Vol 25 (No. 1), Jan 1971, p 12-14
23. L. Taborsky and A. Polakovic, The Increase in Strength of Polycrystalline Aluminum at Low Temperature and High Performance Rate, *Metall*, Vol 29 (No. 3), March 1975, p 273-275
24. A. Polakovic, L. Taborsky, and H. Hyross, The Shape of Aluminum Stress-Strain Curve in Dependence on Deformation Rate, Temperature, and Material Purity, *Korove Materialy*, Vol 12 (No. 1), Jan 1974, p 89-94
25. C.M. Sellars and W.J. McG. Tegart, Hot Workability, *International Metals Review*, Vol 17 (No. 158), March 1972, p 1-24
26. W. Roberts, The Strain-Rate Sensitivity of Work Hardening in Pure Aluminum Polycrystals, Paper from 4th International Conference Strength of Metals and Alloys, Vol 1, 1976, p 146-150
27. J.D. Parker and B. Wilshire, Rate-Controlling Processes During Creep of Super-Purity Aluminum, *Philosophical Magazine A*, Vol 41 (No. 1), March 1972, p 50-54
28. V.M. Radhakrishnan, K.S. Raghavan, and R.G. Narayanamurthi, Creep Behavior Under Cyclic Stressing, *Transactions of the Indian Institute of Metallurgy*, Vol 25 (No. 1), March 1972, p 50-54
29. V.M. Radhakrishnan, Effect of Stress Change on Creep Deformation, *Indian Journal of Technology*, Vol 11 (No. 4), April 1973, p 160-163
30. V.M. Radhakrishnan, Creep Rupture Under Cyclic Stressing, *Indian Journal of Technology*, Vol 11 (No. 12), Dec 1973, p 728-731
31. V.M. Radhakrishnan, Creep Rupture Under Cyclic Stressing, Paper from International Symposium on Industrial Metallurgy, Indian Institute of Science, Bangalore, 1974, p 196-199
32. C.M. Young, S.L. Robinson, and O.D. Sherby, Effect of Subgrain Size on the High Temperature Strength of Polycrystalline Aluminum as Determined by Constant Strain Rate Tests, *Acta Metallurgica*, Vol 23 (No. 5), May 1975, p 633-639
33. M.M. Myshlyaev, W.A. Stepanov, and V.V. Shpeizman, Change in Creep Mechanism of BCC Metals at Transition From Low to High Temperatures, *Physica Status Solidi*, Vol 8 (No. 2), 16 Dec 1971, p 393-402
34. Y.V.R.K. Prasad, D.H. Sastry, and K.I. Vasu, A Study of Low-Temperature Creep in Aluminum by Change-In-Stress Experiments: Thermal Activation of Attractive Junctions, *Metal Science Journal*, Vol 4, March 1970, p 69-73
35. International Bulletin 14b, International Union of Pure and Applied Chemistry, 1961

36. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, Boston: Butterworths, 1976, p 12
37. R.L. Heath, in *Handbook of Chemistry and Physics*, 61st ed., Edited by R.C. Wood, Cleveland: CRC Press, 1980-1981, p B262
38. R.L. Henkel and H.H. Borschall, Capture Cross-sections for Fast Neutrons, *Physical Review*, Vol 80, 1950, p 145
39. D.E. Gray, Ed., *The American Institute of Physics Handbook*, 3rd ed., New York: McGraw-Hill, 1972, p 8-205
40. D.E. Gray, Ed., *The American Institute of Physics Handbook*, 3rd ed., New York: McGraw-Hill, 1972, p 8-11
41. D.E. Gray, Ed., *The American Institute of Physics Handbook*, 3rd ed., New York: McGraw-Hill, 1972, p 5-8
42. W.C. Martin and R. Zalubas, Energy Levels of Aluminum, Al I through Al XIII, *Journal of Physical Chemistry, Reference Data*, Vol 8 (No. 3), 1979, p 817-864
43. K.B.S. Eriksson and H.B.S. Isberg, The Spectron of Atomic Aluminum, Al I, *Arkiv für Fysik*, Vol 23 (No. 47), 1963, p 527-541
44. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, Boston: Butterworths, 1976, p 17
45. E. Gebhardt, M. Becker, and S. Dorner, The Properties of Metallic Melts: VIII the Density of Molten Aluminum and Some Aluminum Alloys, *Zeitschrift fuer Metallkunde*, Vol 44, 1953, p 573-575
46. Y.S. Touloukian and C.Y. Ho, Properties of Aluminum and Aluminum Alloys, Thermophysical Properties Research Center, Purdue University, West Lafayette, IN, Report 21, 1973, p 452
47. L.A. Willey, Alcoa Research Labs, 1957, cited in *Aluminum*, Vol I, 1967
48. *Alcoa Aluminum Handbook*, Aluminum Company of America, 1966
49. Y.S. Touloukian and C.Y. Ho, Properties of Aluminum and Aluminum Alloys, Thermophysical Properties Research Center, Purdue University, West Lafayette, IN, Report 21, 1973, p 462-514
50. Y.S. Touloukian and C.Y. Ho, Properties of Aluminum and Aluminum Alloys, Thermophysical Properties Research Center, Purdue University, West Lafayette, IN, Report 21, 1973, p 46
51. Y.S. Touloukian and C.Y. Ho, Properties of Aluminum and Aluminum Alloys, Thermophysical Properties Research Center, Purdue University, West Lafayette, IN, Report 21, 1973, p 43
52. Y.S. Touloukian and C.Y. Ho, Properties of Aluminum and Aluminum Alloys, Thermophysical Properties Research Center, Purdue University, West Lafayette, IN, Report 21, 1973, p 517
53. Y.S. Touloukian and C.Y. Ho, Properties of Aluminum and Aluminum Alloys, Thermophysical Properties Research Center, Purdue University, West Lafayette, IN, Report 21, 1973, p 518-519
54. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, Boston: Butterworths, 1976, p 96
55. F.R. Fickett, Magnetoresistance of Very Pure Polycrystalline Aluminum, *Physical Review B, Solid State*, Vol 3 (No. 6), 1971, p 1941-1952

56. K. Førsvoll and I. Hollvech, Electrical Size Effect in Aluminum, *Proceeding of the Royal Society A275*, 1963, p 2230-2232
57. K. Førsvoll, A Refining Effect in Super Purity Aluminum, *Philosophical Magazine*, Vol 11, 1965, p 419-422
58. F. Montariol, Effect of Minute Additions of Foreign Elements on the Electrical Resistance of Zone Melted Aluminum at Low Temperatures, *Metaux Corrosion Industrie*, Vol 38 (No. 453), p 171-192; and Vol 38 (No. 454), p 223-242
59. S. Caplan and G. Chanin, Critical-Field Study of Superconducting Aluminum, *Physical Review*, Vol 138 (No. 5), 1965, p 1428-1433
60. G. Boato, *et al.*, Effect of Transition Metal Impurities on the Critical Temperature of Superconducting Aluminum, Zinc, Indium and Tin, *Physical Review*, Vol 148 (No. 1), 1966, p 353-361
61. D.P. Seraphim, *et al.*, The Critical Temperature of Superconducting Alloys, *Acta Metallurgica*, Vol 9 (No. 9), 1961, p 861-869
62. J.T. Milek and S.J. Welles, Properties of Aluminum and Aluminum Alloys, Thermophysical Properties Research Center, Purdue University, West Lafayette, IN, Report 21, 1973, p 516
63. W. Kesternich, H. Ullmaier, and W. Schilling, The Influence of Fermi Surface and Defect Structure on the Low Field Galvanomagnetic Properties of Al, *Journal of Physics, F. Metal Physics*, Vol 6 (No. 10), 1976, p 1867-1883
64. C. Papastaikoudis, D. Papadimitropoulos, and E. Rocofyllou, Low-Field Hall Coefficient R_H of Dilute Al-3d Alloys at 4.2 K, *Physical Review B, Solid State*, Vol 22 (No. 6), 1980, p 2070-2076
65. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, Boston: Butterworths, 1976, p 99
66. W. Kesternich, H. Ullmaier, and W. Schilling, High Field Magnetoresistance and Hall Effect in Aluminum Single Crystals, *Philosophical Magazine*, Vol 31 (No. 3), 1975, p 471-488
67. H. Borchers and W. Hepp, Magnetic Studies of Aluminum Alloys Without Ferromagnetic Phases, *Zeitschrift fuer Metallkunde*, Vol 60 (No. 9), 1969, p 722-729
68. S.N. Vaidya and G.C. Kennedy, *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, Vol 31, 1970, p 2329-2345
69. N.N. Roy and E.G. Steward, *Nature*, London: Vol 224 (No. 522), 1969, p 905
70. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, Boston: Butterworths, 1976, p 82
71. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, Boston: Butterworths, 1976, p 108-111
72. Y.S. Touloukian and D.P. DeWitt, Eds., *Thermophysical Properties of Matter, Thermal Radiative Properties—Metallic Elements and Alloys*, Vol 7, New York: IFI/Plenum, 1970
73. E.A. Estalote and K.G. Ramanathan, *Journal of the Optical Society of America*, Vol 67, 1977, p 39-43
74. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, Boston: Butterworths, 1976, p 56

75. G.T. Furukawa, *Journal of Research of the National Bureau of Standards*, Vol 78A (No. 4), 1974, p 477-495
76. J.F. Cannon, *Journal of Physical and Chemical Reference Data*, Vol 3 (No. 3), 1974, p 794
77. D.R. Stull and H. Prophet, JANAF Thermochemical Tables, 2nd ed., U.S. Dept. of Commerce, Washington, D.C., 1971
78. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, Boston: Butterworths, 1976, p 49
79. G. Lang, *Aluminium*, Vol 50 (No. 11), 1974, p 731
80. G. Lang, *et al*, *Zeitschrift fuer Metallkunde*, Vol 68 (No. 2), 1977, p 113
81. C.J. Smithells and E.A. Brandes, Eds., *Metals Reference Book*, 5th ed., Boston: Butterworths, 1976, p 944
82. P.P. Arsentev and K.I. Polyakova, *Soviet Nonferrous Metals Research*, Vol 5, 1977, p 53-54
83. K. Wefers, Properties and Characterization of Surface Oxides on Aluminum Alloys, *Aluminium*, Vol 57, 1981, p 722-726
84. A.B. Nersesyants, *et al*, Gas Chromatographic Analysis of the Gases and Their Origin in Aluminum, *Trudy VAMI*, Vol 99, 1977, p 46-48
85. C.E. Ransley and H. Neufeld, The Solubility of Hydrogen in Liquid and Solid Aluminum, *Journal of the Institute of Metals*, Vol 74, 1947/1948, p 599-620
86. W.R. Opie and N.J. Grant, Hydrogen Solubility in Aluminum and Some Aluminum Alloys, *Transactions of AIME*, Vol 188, 1950, p 1237-1241
87. W. Eichenauer, K. Hattenbach, and Z. Pebler, The Solubility of Hydrogen in Solid and Liquid Aluminum, *Zeitschrift fuer Metallkunde*, Vol 52, 1961, p 682-684
88. W. Eichenauer, The Solubility of Hydrogen and Deuterium in High-Purity Aluminum at 400 to 630C, *Zeitschrift fuer Metallkunde*, Vol 59 (No. 8), Aug 1968, p 613-616
89. M.C. Celik and G.H.J. Bennett, Effects of Hydrogen and Inclusions on Blistering in High-Purity Aluminum Sheet and Foil on a Laboratory Scale, *Metals Technology*, Vol 6 (No. 4), April 1979, p 138-144
90. F. Degreve, J.C. Carle, and N. Gonzalez, New Methods for the Determination of Hydrogen Content of Aluminum and Its Alloys, Part I, Improvements in the Vacuum Extraction Method, *Metallurgical Transactions B*, Vol 68 (No. 12), Dec 1975, p 539-544
91. P.D. Hess and G.K. Turnbull, Effects of Hydrogen on Properties of Aluminum Alloys, Paper from *Hydrogen in Metals*, American Society for Metals, 1974, p 277-287

К главе 2

1. L.W. Eastwood, *Gases in Non-Ferrous Metals and Alloys*, American Society for Metals, 1953
2. L.P. Costas and R.P. Marshall, The Solubility of Lithium in Aluminum, *Transactions of AIME*, Vol 224, 1962, p 970-974

3. E.D. Levine and E.J. Rapperport, *The Aluminum-Lithium Phase Diagram*, U.S. Atomic Energy Commission, Division of Technical Information, 6 Feb 1962
4. W.R.D. Jones and P.P. Das, The Solid Solubility of Lithium in Aluminum, *Journal of the Institute of Metals*, Vol 87, 1958-1959, p 338-340
5. W.B. Pearson, *Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys*, Vol 2, Oxford: Pergamon Press, 1967
6. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, London: Butterworths, 1976
7. D. Munson, *Journal of the Institute of Metals*, Vol 95, 1967, p 217-219
8. W. Hume-Rothery and G.V. Raynor, *The Structure of Metals and Alloys*, London: The Institute of Metals, 1962
9. P.J. Black, *Acta Metallurgica*, Vol 4, 1956, p 172-178
10. M.C. Flemings, *Solidification Processing*, New York: McGraw-Hill, 1974
11. J.W. Cahn, S.R. Coriell, and W.J. Boettinger, Rapid Solidification, in *Laser and Electron Beam Processing of Material*, Edited by C.W. White and P.S. Peercy, New York: Academic Press, 1980
12. A.B. Michael and M.B. Bever, *Transactions of AIME*, Jan 1954, p 47
13. S.N. Singh and M.C. Flemings, *Transactions of AIME*, Jan 1969, p 1803
14. T.F. Bower, H.D. Brody, and M.C. Flemings, *Transactions of AIME*, Vol 236, 1966, p 624
15. R.E. Spear and G.R. Gardner, *Transactions of American Foundrymen Society*, Vol 71, 1963, p 209
16. G.R. Armstrong and H. Jones, *Solidification and Casting*, Proceeding of Conference at University of Sheffield, London: Metals Society, 1979
17. P. Ramachandrarao, M.G. Scott, and G.A. Chadwick, *Philosophical Magazine*, Vol 25, 1972, p 961
18. H. Matyja, B.C. Giessen, and N.J. Grant, *Journal of the Institute of Metals*, Vol 96, 1968, p 30
19. J.A. McComb, S. Nenno, and M. Meshii, *Journal of the Physical Society of Japan*, Vol 19, 1964, p 1691
20. C. Suryanarayana and T.R. Anantharaman, *Journal of Materials Science*, Vol 5, 1970, p 992
21. H.A. Davies and J.B. Hull, *Journal of Materials Science*, Vol 9, 1974, p 707
22. N.J. Grant, *Rapid Solidification Processing*, edited by R. Mehrabian, B.H. Kear, and M. Cohen, Baton Rouge, LA: Claitor Publishing Division, 1970, p 230
23. J.A. Horwath and L.F. Mondolfo, *Acta Metallurgica*, Vol 10, 1962, p 1037
24. C.F. Dixon and H.M. Skelly, *International Journal of Powder Metallurgy*, Vol 7 (No. 3), 1971, p 47

25. R.J. Town, *Metal Progress*, Vol 73 (No. 5), 1958, p 70
26. G. Thursfield and M.J. Stowell, *Journal of Materials Science*, Vol 6, 1971, p 1111
27. C. Panseri and M. Paganelli, *Alluminio*, Vol 36, 1967, p 179
28. P.G. Boswell and G.A. Chadwick, *Scripta Metallurgica*, Vol 11, 1977, p 11
29. T.R. Anatharaman and C. Suryanarayana, *Journal of Materials Science*, Vol 6, 1971, p 1111
30. H. Jones, *Aluminum*, Vol 54 (No. 4), 1978, p 274
31. K.O. Krishnanand and R.W. Cahn in *Rapidly Quenched Metals*, edited by N.J. Grant and B.C. Giessen, Cambridge, MA: MIT Press, 1976, p 67
32. R.K. Linde, *Transactions of AIME*, Vol 236, 1966, p 58
33. J.V. Wood and R.W.K. Honeycombe, *Journal of Materials Science*, Vol 9, 1974, p 1183
34. P.E. Brown and C.M. Adams, *Transactions of American Four lymens Society*, Vol 69, 1961, p 879
35. T. Kattamis and R. Mehrabian, *Journal of Vacuum Science and Technology*, Vol 11 (No. 6), 1974, p 1118
36. H. Jones, *Metallography*, Vol 3 (No. 3), 1970, p 307
37. H. Jones, *Material Science and Engineering*, Vol 5, 1969-1970, p 1
38. D.B. Williams and J.W. Edington, High Resolution Microanalysis and Microstructural Characteristics of Splat Quenched Aluminum-Copper Alloys, in *Rapidly Quenched Metals*, edited by N.J. Grant and B.C. Giessen, Cambridge, MA: MIT Press, 1976, p 135
39. H.A. Davies and J.B. Hull, Some Aspects of Splat Quenching in an Inert Atmosphere and of the Formation of Non-Crystalline Phases in Al-17.3 at. percent Copper, Germanium and Tellurium, *Journal of Materials Science*, Vol 9, 1975, p 707
40. M.G. Scott and J.A. Leake, Formation and Decomposition of an Al-17.3 at. percent Cu Solid Solution, *Acta Metallurgica*, Vol 27, 1975, p 503
41. R.A. Swalin, *Thermodynamics of Solids*. New York: John Wiley & Sons, 1962
42. M.C. Flemings, *Solidification Processing*. New York: McGraw-Hill, 1974
43. K.S. Pitzer and L. Brewer, *Thermodynamics* (revision of Lewis and Randall), New York: McGraw-Hill, 1961
44. L.A. Willey, *Aluminum*, Vol 1, American Society for Metals, 1967
45. M. Mugahid and N.N. Engel, *Scripta Metallurgica*, Vol 13, 1979
46. F.L. Kaufman and H. Bernstein, *Computer Calculation of Phase Diagrams*. New York: Academic Press, 1970
47. L. Kaufman, Ed., *CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, Manlabs Inc., Cambridge, MA

48. ALLOYDATA: Division of Chemical Standards, National Physical Laboratory, Teddington, Middlesex, U.K.
49. Published in CALPHAD, New York: Pergamon Press, 1976–1980
50. C. Zener, *Thermodynamics in Physical Metallurgy*, American Society for Metals, 1950
51. E. Hornbogen, *Aluminium*, Vol 43, 1967, p 115
52. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, London: Butterworths, 1976, p 312
53. J. Guillet, *et al.* Influence of Cooling Rate on the Condition of Solid Solutions After Annealing. *Memoire Scientifique de la Revue de Metallurgie*, Vol 67 (No. 9), June 1970, p 377 (French)
54. R.D. Vengrenovich, *et al.* Changes in Composition of Solid Solutions during Non-equilibrium Crystallization of Aluminum-Base Binary Alloys, *Zhurnal Fizicheskoi Khimii*, Vol 44 (No. 8), Aug 1970, p 1979 (Russian)
55. E.M. Savitsky, *et al.* *Journal of the Institute of Metals*, Vol 253 (No. 20.81), p 1002
56. L.F. Mondolfo, *Manganese in Aluminum Alloys*, the Manganese Center, 1978, p 4
57. L.F. Mondolfo, *Manganese in Aluminum Alloys*, the Manganese Center, 1978, p 29
58. L.F. Mondolfo, *Manganese in Aluminum Alloys*, the Manganese Center, 1978, p 326
59. W.A. Backofen, I.R. Turner, and D.H. Avery, *Transactions American Society for Metals*, Vol 57, 1964, p 980
60. S.D. Fields, Jr., *IBM J Res Develop.* Vol 9, 1964, p 134
61. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, London: Butterworths, 1976, p 513
62. J.W. Pashley, J.W. Rhodes, and A. Sendorek, *Journal of the Institute of Metals*, Vol 94, 1966, p 41–48
63. M.H. Jacobs, *Philosophical Magazine*, Vol 26, 1972, p 1–13
64. H. Westengen and N. Ryum, *Zeitschrift fuer Metallkunde*, Vol 70, 1979, p 528–535
65. E.D. Boyes, *et al.* *Institute of Physics—Conference Series*, No. 36, 1977, p 343
66. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, London: Butterworths, 1976, p 229
67. H.W.L. Phillips, *Annotated Equilibrium Diagrams of Some Aluminum Alloy Systems*, the Institute of Metals, 1959, p 6
68. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, London: Butterworths, 1976, p 249–250
69. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, London: Butterworths, 1976, p 283–285

70. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, London: Butterworths, 1976, p 385
71. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, London: Butterworths, 1976, p 392-393
72. H.W.L. Phillips, *Annotated Equilibrium Diagrams of Some Aluminum Alloy Systems*. The Institute of Metals, 1959, p 20
73. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, London: Butterworths, 1976, p 534-536

К главе 3

1. Microstructure of Aluminum Alloys, *Metals Handbook, Atlas of Microstructures of Industrial Alloys*, 8th ed., Vol 7. American Society for Metals, 1972, p 242-272
2. Metallographic Technique for Aluminum Alloys, *Metals Handbook, Metallography, Structures and Phase Diagrams*, 8th ed., Vol 8, American Society for Metals, 1972, p 120-129
3. L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys—Structure & Properties*. Boston: Butterworths, 1976
4. R.W. Hertzberg, *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Material*. New York: John Wiley & Sons, 1976
5. J. Iglessis, C. Frantz, and M. Gantois, *Memoires Scientifique de la Revue de Metallurgie*, Vol 73, 1977, p 237
6. J. Iglessis, C. Frantz, and M. Gantois, *Memoires Scientifique de la Revue de Metallurgie*, Vol 74, 1978, p 93
7. H. Elias, Ed., *Stereology*. New York: Springer-Verlag, 1967
8. J.E. Vrugink, *Metals Engineering Quarterly*, Vol 49 (No. 9), Aug 1974, p 3-8
9. P.V. Blau, *Metallography*, Vol 9, 1976, p 257-271
10. D.S. Thompson, Metallurgical Factors Affecting High Strength Aluminum Alloy Production, *Metallurgical Transactions A*, Vol 6A, 1975, p 671
11. G.T. Hahn and A.R. Rosenfeld, Metallurgical Factors Affecting Toughness of Aluminum Alloys, 5th annual AIME meeting, May 1973
12. J.T. Staley, How Microstructure Affects Fatigue and Fracture of Aluminum Alloys, *Fracture Mechanics*, 1979, p 671-684
13. J.I. Goldstein and H. Yakowitz, Eds., *Practical Scanning Electron Microscopy*. New York: Plenum Press, 1975

Дополнительная литература

- J.W. Edington, *Practical Electron Microscopy in Materials Science* (series of five monographs), London: Macmillan, 1976
- P.B. Hirsch, et al, *Electron Microscopy of Thin Crystals*, London: Butterworths, 1971
- J.W. Martin and R.D. Doherty, *Stability of Microstructure in Metallic Systems*, London: Cambridge University Press, 1976

1. U.S. Lindholm, R.L. Bessey, and G.V. Smith, Effect of Strain Rate on Yield Strength, and Elongation of Three Aluminum Alloys, *Journal of Materials Science*, Vol 6, 1971, p 119-133
2. J.E. Hockett, On Relating the Flow Stress of Aluminum to Strain, Strain Rate, and Temperature, *Transactions of AIME*, Vol 239, 1967, p 969-976
3. J.J. Jonas, C.M. Sellars, and W.J. McG. Tegart, Strength and Structure Under Hot Working Conditions, *Metallurgical Reviews*, Review 130, 1969
4. J.R. Cotner and W.J. McG. Tegart, High Temperature Deformation of Aluminum-Magnesium Alloys at High Strain Rates, *Journal of the Institute of Metals*, Vol 97, 1969, p 73-76
5. R.L. Templin, Relation of Cold Working to the Physical Properties of Aluminum, in *The Aluminum Industry*, New York: McGraw-Hill, 1930, p 396-417
6. L.M. Clarebrough, M.E. Hargreaves, and M.H. Loretto, Changes in Internal Energy Associated with Recovery and Recrystallization, in *Recovery and Recrystallization of Metals*, New York: Interscience Publishers, 1963, p 63-121
7. R.D. Doherty and R.W. Cahn, Nucleation of New Grains in Recrystallization of Cold Worked Metals, *Journal of the Less-Common Metals*, Vol 28, 1972, p 279-296
8. W.A. Anderson and R.F. Mehl, Recrystallization of Aluminum in Terms of the Rate of Nucleation and the Rate of Growth, *Transactions of AIME*, Vol 161, 1945, p 140-167
9. P.C. Varley, The Recovery and Recrystallization of Rolled Aluminum of Commercial Purity, *Journal of the Institute of Metals*, Vol 75, 1948, p 185-202
10. U. Köster, Recrystallization Involving a Second Phase, *Metal Science*, Vol 8, 1974, p 151-160
11. P.R. Mould and P. Cotterill, The Effect of Particle Content and Matrix Grain Size on the Recrystallization of Two-Phase Aluminum-Iron Alloys, *Journal of Materials Science*, Vol 2, 1967, p 241-255
12. R.D. Doherty and J.W. Martin, The Effect of Dispersed Second Phase on the Recrystallization of Aluminum-Copper Alloys, *Journal of the Institute of Metals*, Vol 91, 1962-63, p 332-338, and Vol 57, p 874
13. N. Ryum, Precipitation and Recrystallization in an Al-0.5 wt. % Zr Alloy, *Acta Metallurgica*, Vol 17, 1969, p 269-278
14. P. Furrer and G. Hausch, Recrystallization Behavior of Commercial Al-1% Mn Alloy, *Metal Science*, Vol 13, 1979, p 155-162
15. P.A. Beck, M.L. Holzworth, and P.R. Sperry, Effect of a Dispersed Phase on Grain Growth in Al-Mn Alloys, *Transactions of AIME*, Vol 180, 1949, p 163
16. R.W.K. Honeycombe, The Deformation of Metal Crystals—General Aspects, *The Plastic Deformation of Metals*, London: Edward Arnold Publishing Co., 1968, p 5-32
17. Method for Preparing Quantitative Pole Figures of Metals, ASTM Designation E81-77, ASTM Standards, 1977
18. J.C. Wright, Influence of Deep-Drawing Conditions on the Earing of Alu-

19. V.A. Phillips, A.J. Swain, and R. Eborall, Yield Point Phenomena and Stretcher-Strain Markings in Aluminum-Magnesium Alloys, *Journal of the Institute of Metals*, Vol 81, 1952-53, p 625-647

К главе 5

1. "Vacancies and Other Point Defects in Metals and Alloys", Institute of Metals Monograph and Report Series No. 23, 1958
2. H. Jagodzinski and F. Laves, Über Die Deutung der Entmischungsvorgänge in Mischkristallen unter besonder Berücksichtigung der Systeme Aluminium-Kupfer und Aluminium-Silber, *Zeitschrift für Metallkunde*, Vol 40, 1949, p 296-305
3. F. Seitz, in *L'Etat Solide*, Stoops, Brussels, 1952, p 401
4. R.B. Nicholson, G. Thomas, and J. Nutting, Electron Microscopic Studies of Precipitation in Aluminum Alloys, *Journal of the Institute of Metals*, Vol 87, 1958-1959, p 429-488
5. J.D. Embury and R.B. Nicholson, The Nucleation of Precipitates: The System Al-Zn-Mg, *Acta Metallurgica*, Vol 13, 1965, p 403-417
6. D.W. Pashley and M.H. Jacobs, The Mechanism of Phase Transformation in Crystalline Solids, London, Institute of Metals, Monograph 33, 1969
7. J.D. Embury and R.B. Nicholson, The Mechanism of Phase Transformation in Crystalline Solids, London, Institute of Metals, Monograph 33, 1969
8. A. Kelly and R.B. Nicholson, Precipitation Hardening in *Progress in Materials Science*, Vol 10, Edited by B. Chalmers, New York: Macmillan, 1963
9. E.A. Starke, Jr., The Causes and Effects of Denuded or Precipitate-Free Zones at Grain Boundaries in Aluminum-Base Alloys, *Journal of Metals*, Jan 1970
10. N. Ryum, Precipitation Kinetics in an Al-Zn-Mg Alloy, *Zeitschrift für Metallkunde*, Vol 64, Feb 1975, p 338-343
11. G. Thomas and J. Nutting, Electron Microscopic Studies of Precipitation in Aluminum Alloys, in "The Mechanisms of Phase Transformations in Metals", Institute of Metals Monograph and Report Series No. 18, 1956, p 57-66
12. T.F. Bower, H.D. Brody, and M.C. Flemings, Effects of Solidification Variables on the Structure of Aluminum Base Ingots. Army Materials Research Agency Contract DA-19-020-ORD-5706A, Frankford Arsenal, Philadelphia, 1964
13. D. Altenpohl, Detailed Investigation on the Cast Microstructure of Aluminum and Aluminum Alloys, *Zeitschrift für Metallkunde*, Vol 56, 1965, p 653-663
14. P.R. Sperry, The Relation Between Constitution and Ultimate Grain Size in Aluminum-1.25% Manganese Alloy 3003, *Transactions of ASM*, Vol 50, 1958, p 589-610
15. W.L. Fink and L.A. Willey, Quenching of 75S Aluminum Alloy, *Transactions of AIME*, Vol 175, 1948, p 414-427
16. J.W. Evancho and J.T. Staley, Kinetics of Precipitation in Aluminum Alloys During Continuous Cooling, *Metallurgical Transactions A*, Vol 5, Jan 1974, p 43-47
17. J.B. Austin, The Flow of Heat in Metals, American Society for Metals, 1942, p 91-138
18. J. Katz, A New Heat Treatment for Precipitation Hardening Aluminum Alloys, *Metal Progress*, Feb 1966, p 70-72

19. S.E. Axter, Effects of Interrupted Quenches on the Properties of Aluminum, Tech Paper CM80-409 Society of Manufacturing Engineers, 1980
20. L. Swartzendruber *et al.*, Nondestructive Evaluation of Nonuniformities in 2219 Aluminum Alloy Plate—Relationship to Processing, National Bureau of Standards Report NBSIR 80-2069, Dec 1980
21. R.E. Sanders, Jr. and J.T. Staley, Relationships Between Microstructure, Conductivity, and Mechanical Properties of Alloy 2024-T4, *Aluminium*, Parts I and II, Dec 1982/Jan 1983/Feb 1983
22. United States Patent 3198676, Aug 1965
23. L.W. Kempf, H.L. Hopkins, and E.V. Ivanso, Internal Stress in Quenched Aluminum and Some Aluminum Alloys, *Transactions of AIME*, Vol 3, 1934, p 150-180
24. G. Forrest, Internal or Residual Stresses in Wrought Aluminum Alloys and Their Structural Significance, *Journal of the Royal Aeronautical Society*, Vol 58, April 1954, p 261-276
25. K.R. Van Horn, Residual Stresses Introduced During Metal Fabrication, *Journal of Metals*, March 1953, p 405-422
26. R.T. Torgerson and C.J. Kropp, Improved Heat Treat Processing of 7050 Aluminum Alloy Forgings Using Synthetic Quenchants, General Dynamics Convair Division Report, 1977
27. E.A. Lauchner, Glycol Quenching 7075 Forgings 2.5 Inches Thick, Aerospace Heat Treatment Committee Report R-3, Dec 1973
28. J.F. Collins and C.E. Maduell, Polyalkylene Glycol Quenching of Aluminum Alloys, Paper No. 28, *Corrosion/77*, March 1977, p 14-18
29. P. Archambault *et al.* Optimum Quenching Conditions for Aluminum Alloy Castings, Heat Treatment 1976—Proceedings of 16th International Heat Treatment Conference, Metals Society (London) Book 181, 1976, p 105-109, 219-220
30. United States Patent 3996075, Dec 1976
31. I. Kirman, *Metallurgical Transactions A*, Vol 2, 1971, p 1761-1770
32. J.T. Staley, Microstructure and Toughness of High-Strength Aluminum Alloys, "Properties Related to Fracture Toughness", ASTM STP 605, American Society for Testing and Materials, 1976, p 71-103
33. K.R. Van Horn, Factors Affecting Directional Properties in Aluminum Wrought Products, *Transactions of ASM*, Vol 35, 1944, p 130-155
34. J.T. Staley, R.H. Brown, and R. Schmidt, Heat Treating Characteristics of Al-Zn-Mg-Cu Alloys With and Without Silver, *Metallurgical Transactions A*, Vol 3, Jan 1972, p 191-199
35. S. DesPortes, E. Sanko, and K. Wolfe, "Effect of Quench Rate on Precipitate Nucleation in Aluminum Alloy 7075", Purdue University School of Materials Engineering, May 1980
36. R.F. Ashton and D.S. Thompson, Effect of Heating Rate on the Aging Behavior of 7075 Alloy, *Metallurgical Transactions A*, Vol 245, 1969, p 2101
37. J.T. Staley, Kinetics for Predicting Effects of Heat Treating Precipitation-Hardenable Aluminum Alloys, *Industrial Heating XLIV*, Oct 1977, p 6-9
38. J.T. Staley, Aging Kinetics of Aluminum Alloy 7050, *Metallurgical Transactions 5*, April 1974, p 929-932
39. United States Patent 3645804, 1972
40. E.H. Dix, Jr., New Developments in High Strength Aluminum Wrought Products, *Transactions of ASM*, Vol 35, 1944, p 130-155
41. D.S. Thompson, S.A. Levy, and G.E. Spangler, Thermomechanical Aging of Aluminum Alloys I and II, *Aluminium*, Jan 1974, p 647-649, 719-723
42. R.R. Sawtell, Effects of FTMT Versus Alloying on Fatigue and Fracture of 7XXX Alloy Sheet, Thermomechanical Processing of Aluminum Alloys, AIME Conference Proceedings, 1979
43. A.W. Sommer, N.E. Paton, and D.G. Folgner, Effects of Thermomechan-

ical Treatments on Aluminum Alloys, Technical Report AFML-TR-72-5, Feb 1972

44. E. DiRusso *et al.*, Thermomechanical Treatments on High Strength Al-Zn-Mg(Cu) Alloys, *Metallurgical Transactions* 4, April 1973, p 1133-1144
45. H.Y. Hunsicker, Dimensional Changes in Heat Treating Aluminum Alloys, *Metallurgical Transactions A*, May 1980, p 759-773

К главе 6

1. D. Altenpohl, Aluminum Viewed From Within, *Aluminium-Verlag*, Dusseldorf, 1982
2. F. Kutner and G. Lang, The Influence of Alloying Elements on the Density of Super-Purity Aluminum, *Aluminium*, Vol 46 (No. 10), 1970, p 691-694
3. Properties of Aluminum and Aluminum Alloys, Report No. 21, Thermophysical Properties Research Centre, Y.S. Touloukian and C.Y. Ho, Ed., Purdue University, 1973
4. L.W. Kempf, C.S. Smith, and C.S. Taylor, Thermal and Electrical Conductivities of Aluminum Alloys, *Trans AIME*, Vol 124, 1937, p 287-298
5. C.Y. Ho, *et al.*, Thermal Conductivity of Ten Selected Binary Alloy Systems, *Journal Physical Chemistry Reference Data*, Vol 7, 1978
6. J.R. Milck and S.J. Welles, Chemical Composition and Electrical Resistivity of Aluminum Alloys, Report AD-687-145, National Bureau of Standards, 1969
7. W.E. Cooke and R.C. Spooner, The Effect of Alloying and Impurity Elements on the Bright-Anodizing Characteristics of Aluminum - 1% Magnesium Sheet Alloy, *Australian Institute of Metals Journal*, Vol 9, 1964, p 80
8. L. Goumiri, *et al.*, Surface Tension of Binary Al Alloys, *Surface Science*, Vol 83, 1979, p 471
9. W.R.D. Jones and W.L. Bartlett, The Viscosity of Aluminum and Binary Aluminum Alloys, *Journal Institute of Metals*, Vol 81, 1952-53, p 145-152
10. T.H. Sanders and E.A. Starke, Ed., The Aluminum-Lithium Alloys, *The Metallurgical Society of AIME*, New York, 1981, p 106
11. W. Koster and W. Rauscher, Relation Between Modulus of Elasticity of Binary Alloys and Their Structure, *Z. Metallk.*, Vol 39, 1948, p 111-120
12. R.F. Wilde and N.J. Grant, Dynamic Elastic Modulus Values at High Temperatures for Nickel-Base, Aluminum-Base and Metal-Metal Oxide Alloys, *ASTM Proc.*, Vol 57, 1957, p 917-928
13. S.S. Hecker, Forming Limit Diagrams, *Metals Engineering Quarterly*, Vol 14, 1974, p 30-36
14. L.R. Morris, *et al.*, Formability of Aluminum Sheet Alloys, Aluminum Transformation Technology and Applications, C.A. Pampillo, *et al.*, Ed., American Society for Metals, 1982, p 549-582
15. I.J. Polmear, *Light Alloys*, London: Edward Arnold, 1981
16. T.H. Sanders, Jr. and J.T. Staley, Review of Fatigue and Fracture Research on High-Strength Aluminum Alloys, in *Fatigue and Microstructure*, American Society for Metals, St. Louis, 1979, p 467-522
17. J.T. Staley, Microstructure and Toughness of High-Strength Aluminum Alloys, *Properties Related to Fracture Toughness, ASTM STP 605*, American Society for Testing and Materials, 1976, p 71-103
18. G.T. Hahn and A.R. Rosenfield, Metallurgical Factors Affecting Fracture Toughness of Aluminum Alloys, *Metallurgical Transactions A*, Vol 6A, April 1975, p 653-670
19. J.S. Santner and D. Eylon, Fatigue Behavior and Failure Mechanisms of Modified 7075 Aluminum Alloys, *Metallurgical Transactions A*, Vol 10A, July 1979, p 841-848

20. J.M. VanOrden, W.E. Krupp, E. Walden, and J.T. Ryder, Effects of Purity on Fatigue and Fracture of 7XXX-T76511 Aluminum Extrusion, *J. Aircraft*, Vol 16, May 1979, p 327-335
21. W.G. Truckner, J.T. Staley, R.J. Bucci, and A.B. Thakker, Effects of Microstructure on Fatigue Crack Growth of High-Strength Aluminum Alloys, AFML-TR-76-169, Oct 1976
22. R.J.H. Wanhill, Manoeuvre Spectrum Fatigue Crack Propagation in Aluminium Alloy Sheet Materials, *Aluminium*, Vol 55, May 1979, p 340-343
23. J.B. Hess, Physical Metallurgy of Recycling Wrought Aluminum Alloys, *Metallurgical Transactions A*, Vol 14A, 1983, p 323-327

К главе 7

1. *Metals Handbook*, 8th ed., Vol 1, American Society for Metals, p 929
2. H.P. Godard, Ed., *The Corrosion of Light Metals*, New York: John Wiley & Sons, 1967, p 12
3. H.P. Godard, Ed., *The Corrosion of Light Metals*, New York: John Wiley & Sons, 1967, p 92
4. E.H. Dix and R.B. Mears, Symposium on *Atmospheric Exposure Tests on Nonferrous Alloys*, American Society for Testing and Materials, 1946
5. H.R. Ambler, *Journal of Applied Chemistry*, Vol 10, 1960, p 213
6. W.B. Briery, *Journal of Environmental Sciences*, Vol 8 (No. 10), 1965, p 15
7. C.J. Walton and W. King, American Society for Testing and Materials Special Publication No. 175, 1956, p 21
8. W.H. Ailor and F.M. Reinhart, *Materials Protection*, Vol 2 (No. 6), 1963, p 30
9. W.H. Ailor, *British Corrosion Journal*, Vol 1, 1966, p 237
10. R. Harper, *Metal Industry*, 8 Dec 1961, p 454
11. W.W. Binger and C.M. Marsteller, *Corrosion*, Vol 17, 1961, p 353
12. F.C. Porter and S.E. Hadden, *Journal of Applied Chemistry*, Vol 3, 1953, p 385
13. O. Sverepa, *Werkstoffe und Korrosion*, Vol 9, 1958, p 533
14. D.E. Davies, *Journal of Applied Chemistry*, Vol 9, 1959, p 651
15. L.C. Rowe and M.S. Walker, *Corrosion*, Vol 17, 1961, p 353
16. B.R. Pathak and H.P. Godard, *Nature*, Vol 218, 1968, p 893
17. P.M. Aziz, *Corrosion*, Vol 12, 1956, p 495
18. H.P. Godard, *Canadian Journal of Chemical Engineering*, Vol 38, 1960, p 167
19. D. MacIntyre, *Marine Engineering/Log*, May 1959, p 63
20. T.H. Rogers, *The Marine Corrosion Handbook*, Toronto: McGraw-Hill Ltd., 1960; *Corrosion*, Vol 15, 1959, p 403
21. C.W. Leveau, Paper presented to Southern California Section of Naval Architects and Marine Engineers, 13 Feb 1964
22. C.H. Holtyn, et al. *Transactions of the Society of Naval Architects and Marine Engineers*, Vol 80, 1972
23. C.H. Holtyn, *The Waterways Journal*, 27 Jan 1979
24. T.E. Wright, H.P. Godard, and I.H. Jenks, *Corrosion*, Vol 13, 1957, p 481
25. C.R. Southwell, C.W. Hummer, and A.L. Alexander, Corrosion of Metals in Tropical Environments—Part 6, Aluminum and Magnesium, U.S. Naval

- Research Laboratory, Report NRL 6105, 1 Dec 1964, Report AD 609, p 618
26. R.B. Mears and R.H. Brown, *Transactions of the Society of Marine Engineers*, Vol 52, 1944, p 91
 27. C.J. Walton and E.T. Englehart, *Transactions of the Society of Naval Architects and Marine Engineers*, Nov 1949
 28. E.T. Wanderer and D.O. Sprowls, *Corrosion*, Vol 8, 1952, p 227
 29. T.J. Summerson, *et al*, American Society for Testing and Materials Special Publication No. 196, 1956
 30. F. Sutton, U.S. Naval Engineering Experimental Station, Annapolis, MD, R & D Report No. 910037L, PB 163, 12 June 1961, p 836
 31. A. Guildhaulis, *Revue de l'Aluminium* (No. 186-188) 1952, p 85, 127 and 175; *Revue de Metallurgie*, Vol 49 (No. 11), 1952; *Revue de l'Aluminium* (No. 259 and 260); *Corrosion et Anti Corrosion*, Vol 10, 1962, p 80; and *Corrosion et Anti Corrosion*, Vol 11, 1963, p 404
 32. W.H. Ailor and F.N. Reinhart, *U.S. Naval Engineering Journal*, June 1964
 33. H.P. Godard and F.F. Booth, Corrosion Behavior of Aluminum Alloys in Seawater (in English), *Congres International de la Corrosion Marine et des Salissures Editions du Centre de Recherches et l'Etudes Oceaniques*, 1 Quai Branly, Paris 7, May 1965
 34. W.H. Ailor, American Society for Testing and Materials, STP 558, 1974
 35. R.S. Dalrymple, *Corrosion*, Vol 12, 1956, p 602
 36. G.R. Harrison and R.N. Bassarab, Canadian Oil and Gas Industry, May 1959
 37. J.F. Whiting and T.E. Wright, *Corrosion*, Vol 17 (No. 8), 1961, p 9
 38. J.F. Whiting and T.E. Wright, *Materials Protection*, Vol 1 (No. 11), 1962, p 36
 39. H.P. Godard, Ed., *The Corrosion of Light Metals*, New York: John Wiley & Sons, 1967, p 148
 40. R.S. Dalrymple, *Oil and Gas Journal*, 11 Dec 1961, p 78
 41. R.S. Dalrymple, *Materials Protection*, Vol 2 (No. 10), 1963, p 11
 42. T.A. Lowe and A.H. Koepf, Highway Research Board Record
 43. FHWA (US) Technical Note 5040.12, Oct 1979
 44. H.P. Godard, Field and Laboratory Testing of Aluminum (in Soils), *U.S. Highway Research Record* (No. 95), 1965, p 33-39
 45. J.M. Bryan, Aluminum and Aluminum Alloys in the Food Industry, U.K. Dept. of Scientific and Industrial Research, *Food Investigation Special Report* (No. 50), London: HMSO, 1948
 46. *Guidelines for use of Aluminum with Food and Chemicals*, Aluminum Association, 1983
 47. G.A. Nelson, Corrosion Data Survey, Shell Development Co., 1950
 48. E.H. Cook, R.L. Horst, and W.W. Binger, Corrosion Studies of Aluminum in Chemical Process Specification, *Corrosion*, Vol 17, 1961, p 97
 49. W.C.E. Barnes, *Aluminum—Its Applications in the Chemical and Food Industries*, London: Crosby Lockwood & Son, 1964
 50. Corrosion Data Survey, NACE
 51. F.L. LaQue, *Corrosion Testing*, American Society for Testing and Materials, Vol 51, 1951, p 519
 52. F.A. Champion, *Corrosion Testing Procedures*, 2nd ed., London: Chapman Hall, 1965

53. W.H. Ailor, *Handbook of Corrosion Testing and Evaluation*, New York: John Wiley & Sons, 1971
54. Aluminum for More Efficient Rail Road Cars, *Aluminum Association Brochure* (No. 66), 1980, p 15
55. T.E. Wright, H.P. Godard, and I.H. Jenks, *The Engineering Journal (Montreal)*, Vol 37, 1954, p 1250
56. H. Vosskuhler and E. Fischer, *Aluminium*, Vol 33, 1957, p 606
57. C.J. Walton, F.L. McGeary, and E.T. Englehart, *Corrosion*, Vol 13, 1957, p 807
58. L.H. Everett, *The Builder*, U.K., 30 March 1962
59. F.E. Jones and R.D. Tarleton, *National Building Studies Research Paper (No. 36)*, U.K. Building Research Station, London: HMSO, 1963
60. R.H. Farmer and F.C. Porter, *Metallurgia*, Oct 1963, p 161
61. Wood Handbook, *Forest Products Laboratory USDA Handbook* (No. 72), 1955, p 311
62. R.H. Farmer, *Wood*, U.K., Nov 1962, p 443
63. *British Forest Product Research Bulletin*, London: HMSO, 1950, p 46
64. R.B. Mears and R.H. Brown, *Industrial and Engineering Chemistry*, Vol 33, 1941, p 1002
65. H.P. Godard and W.E. Cooke, The Analysis and Composition of Aluminum Corrosion Products, NACE Technical Committee, T-3B Report 80-5, *Corrosion*, Vol 16, 1960, p 181-187
66. H.P. Godard, Examining Causes of Aluminum Corrosion, *Materials Performance*, Vol 8 (No. 8), 1969, p 25-30
67. C. Edleanu and U.R. Evans, *Transactions of the Faraday Society*, Vol 47, 1951, p 1121
68. P.M. Aziz, *Corrosion*, Vol 9, 1953, p 85
69. K. Sotovdeh, *et al*, *Corrosion*, Vol 37, 1981, p 358
70. H.P. Godard, *The Encyclopedia of Electrochemistry*, New York: Van Nostrand Reinhold, 1964, p 925
71. Rosenfeld, *Localized Corrosion*, NACE, 1974, p 386, 389
72. H.P. Godard, Ed., *The Corrosion of Light Metals*, New York: John Wiley & Sons, 1967, p 47
73. H.P. Godard, Ed., *The Corrosion of Light Metals*, New York: John Wiley & Sons, 1967, p 46
74. American Society for Testing and Materials, Standard Definitions of Terms Relating to Corrosion and Corrosion Testing, 15 June 1979a
75. R.H. Brown, *Galvanic Corrosion*, American Society for Testing and Materials, Bulletin 126, 1944
76. W. King, G. Sowinski, and E.T. Englehart, SAE Publication (No. 750464), 1975
77. H.P. Godard, *The Engineering Journal*, Montreal, Vol 38, 1955, p 28
78. U.R. Evans and V.E. Rance, *Production Engineer*, London, Vol 27 (No. 13), 1956, p 187
79. F. Mansfeld and J.V. Kenkel, *Corrosion Science*, Vol 15, 1975, p 239
80. F. Mansfeld and J.V. Kenkel, *Corrosion Science*, Vol 15, 1975, p 183
81. F. Mansfeld and J.V. Kenkel, American Society for Testing and Materials, STP 576, 1976, p 20
82. H.P. Godard, Corrosion Behavior of Aluminum in Natural Waters. *Canadian Journal of Chemical Engineering*, 1960, p 167-176

83. W.H. Ailor, Jr., A Review of Aluminum Corrosion in Tap Waters, *Journal of Hydronautics*, Vol 3 (No. 3), 1969, p 105-115
84. W.W. Binger, R.H. Brown, and M.H. Brown, Mercury and its Compounds—A Corrosion Hazard, *Corrosion*, Vol 8, 1952, p 155-164
85. Anonymous, *Corrosion*, Vol 14 (No. 3), 1958, p 63
86. Tolstaya, et al, Electrocorrosion of Cables with Aluminum Casing Under the Effect of Alternating Currents, *Zashchita Metallov*, Vol 2, 1956, p 55
87. Y.N. Mikhailovski, Electrochemical Corrosion of Metals by Alternating Current, 4, Dissolution of Aluminum and Magnesium on Polarization by Alternating Current, *Zhurnal Prikladnoi Khimii*, USSR, Vol 37, 1963, p 1196-1200
88. J.F. Williams, Corrosion of Metals Under the Influence of Alternating Current, *Materials Protection*, Vol 5, 1966, p 52-53
89. W.H. French, Alternating Current Corrosion of Aluminum, *Trans IEEE*, Power Engineering Society Winter Meeting, New York, 28 Jan-2 Feb, 1973
90. M. Crook, Corrosion Killer, *Yachting*, Dec 1971, p 70
91. A.W. Peabody, Control of Pipeline Corrosion, NACE Publication, 1967
92. R.E. Brooks, A.H. Roebuck, and E. Hazan, Corrosion of Aluminum Conduit in Concrete, *Electrical Construction and Maintenance*, Feb 1965
93. R.B. Mears, R.H. Brown, and E.H. Dix, Jr., A Generalized Theory of the Stress Corrosion of Alloys, in *Symposium on Stress-Corrosion Cracking of Metals*, ASTM and AIME, 1945, p 323-344
94. D.O. Sprowls and R.H. Brown, Stress Corrosion Mechanisms for Aluminum Alloys, *Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking*, NACE, 1969, p 466-506
95. M.O. Speidel, Current Understanding of Stress Corrosion Crack Growth in Aluminum Alloys, *The Theory of Stress Corrosion Cracking in Alloys*, NATO, 1971, p 289-342
96. M.O. Speidel and M.V. Hyatt, Stress-Corrosion Cracking of High-Strength Aluminum Alloys, *Advances in Corrosion Science and Technology*, Vol 2, New York: Plenum Press, 1972, p 115-335
97. H.L. Logan, *The Stress Corrosion of Metals*, New York: John Wiley & Sons, 1966
98. H.P. Godard, Ed., *The Corrosion of Light Metals*, New York: John Wiley & Sons, 1967
99. B.F. Brown, SCC Control Measures, NBS Monograph No. 156, 1977
100. R.J. Gest and A.R. Troiano, Stress Corrosion and Hydrogen Embrittlement in an Aluminum Alloy, *Corrosion*, Vol 30, 1974, p 274-279
101. J. Albrecht, Hydrogen Embrittlement in a High-Strength Aluminum Alloy, *Scripta Metallurgica*, Vol 11, 1977, p 893-897
102. G.H. Koch, Hydrogen Induced Fracture of a High Strength Aluminum Alloy, *Corrosion*, Vol 35, 1979, p 73-78
103. J.A.S. Green, H.W. Hayden, and W.G. Montague, Influence of Loading Mode on the Stress Corrosion Susceptibility of Various Alloy/Environment Systems, *Effect of Hydrogen on Behavior of Materials*, AIME, 1976, p 200-209
104. G.M. Scamans, R. Alani, and P.R. Swann, Pre-Exposure Embrittlement and Stress Corrosion Failure in Al-Zn-Mg Alloys, *Corrosion Science*, Vol 16, 1976, p 443-459
105. C.D.S. Tuck, Evidence for the Formation of Magnesium Hydride on the Grain Boundaries of Al-Mg and Al-Zn-Mg Alloys During Their Exposure

- to Water Vapor, Third Conference on the Effect of Hydrogen on Behavior of Materials, AIME, 1980
106. R.K. Viswanadham, T.S. Sun, and J.A.S. Green, Influence of Moisture Exposure on the Composition of Oxides on Al-Zn-Mg Alloy: An Auger Electron Spectroscopy Study, *Corrosion*, Vol 36, 1980, p 275-278
 107. J.M. Chen, *et al*, *Metallurgical Transactions A*, Vol 8A, 1977, p 1935
 108. R.K. Viswanadham, *et al*, *Metallurgical Transactions A*, Vol 11A, 1980, p 85
 109. S. Maitra and G.C. English, Mechanism of Localized Corrosion of 7075 Alloy Plate, *Metallurgical Transactions A*, Vol 12A, 1981, p 535
 110. W. Gruhl, The Stress Corrosion Behavior of High Strength Al-Zn-Mg Alloys, *Aluminium*, Vol 54, 1978, p 323-325
 111. ASTM Annual Book of Standards, Part 10
 112. D.O. Sprowls, *et al*, Evaluation of a Proposed Test Method of Testing for Susceptibility to Stress-Corrosion Cracking of High Strength 7XXX Series Aluminum Alloys Products, *Stress Corrosion—New Approaches*, ASTM STP 610, 1978, p 3-31
 113. R.C. Dorward and K.R. Hasse, Flow Growth in High Strength Al-Zn-Mg-Cu Alloys Exposed to Stress Corrosion Environments, *Corrosion*, Vol 34, 1978, p 386-395
 114. G.M. Ugiansky, *et al*, Slow Strain-Rate Stress Corrosion Testing of Aluminum Alloys, *Stress Corrosion Cracking—The Slow Strain Rate Technique*, ASTM STP 665, 1979, p 254-265
 115. *Metals Handbook*, 8th ed., Vol 10, American Society for Metals, 1975, p 223
 116. P.J.E. Forsyth, The Fatigue Performance of Service Aircraft and the Relevance of Laboratory Data, *Journal of the Society of Environmental Engineering*, Vol 19, 1980, p 3
 117. N.L. Person, Fatigue Properties of Prior-Corroded Aluminum Sheet Alloys, *Materials Performance*, Vol 14 (No. 12), 1975, p 22
 118. N.A. Miller, Some Factors Influencing the Corrosion Fatigue Behaviour of a High-Strength Aluminium Alloy, *New Zealand Journal of Science*, Vol 12, 1969, p 346
 119. M. Ito and K. Takeuchi, The Effects of Atmospheric Humidity and Duration of Prior-Corrosion in Atmosphere on the Fatigue Strength of Some Aluminum Alloys, *Sumitomo Light Metals Technology Reports*, Vol 16, 1975, p 17
 120. Fu-Shiong Lin, Low Cycle Corrosion Fatigue and Corrosion Fatigue Crack Propagation of High Strength 7000-Type Aluminum Alloys, Ph.D. Thesis, Georgia Institute of Technology, 1978
 121. R.J. Jacko and D.J. Duquette, Hydrogen Embrittlement of a Cyclicly Deformed High Strength Aluminum Alloy, *Metallurgical Transactions A*, Vol 8A (No. 11), 1977, p 821
 122. T.W. Montemarano and M.E. Wells, Improving the Fatigue Performance of Welded Aluminum Alloys, *Welding Journal*, Vol 22 (No. 6), 1980, p 21
 123. N.L. Person, Effect of Shot Peening Variables on Fatigue of Aluminum Forgings, *Metal Progress*, Vol 120 (No. 2), 1981, p 33
 124. H.G. Cole and R.J.M. Payne, Protection of Aluminum-Zinc-Magnesium Alloy Against Corrosion Fatigue, *Metallurgia*, Vol 66 (No. 7), 1962, p 11
 125. T. Takeuchi, *Corrosion Abstracts*, Vol 13, 1957, p 13

126. W.M. Lorkovic, D. Varallayay, and R.D. Daniels, Corrosion Fatigue of Aluminum Alloys, *Materials Protection*, Vol 3 (No. 11), 1964, p 16
127. G.J. Bieffer, *Corrosion Fatigue of Structural Steels in Mine Waters*, Canadian Dept. of Mines and Technical Surveys, Report No. R-167, July 1965
128. R.E. Stoltz and R.M. Pelloux, Mechanisms of Corrosion Fatigue Crack Propagation in Al-Zn-Mg Alloys, *Metallurgical Transactions A*, Vol 3 (No. 9), 1972, p 2433
129. S.E. LeBeau and D.J. Duquette, *The Effects of Corrosion and Cathodic Charging on Fatigue Crack Propagation in 7075-7851 Aluminum*, Office of Naval Research Technical Report Project No. N 00014-75-C-0466, 1978
130. M. Khobaib, E.T. Lynch, and F.W. Vahldiek, Inhibition of Corrosion Fatigue in High Strength Aluminum Alloys, *Corrosion*, Vol 37 (No. 5), 1981, p 285
131. R.J. Bucci, Selecting Aluminum Alloys to Resist Failure by Fracture Mechanisms, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol 12 (No. 3), 1979, p 407
132. W.H. Wheeler, Mechanical Engineering Research Laboratory DSIR, East Kilbride, Glasgow, Fluids Report No. 44, 1956
133. J.M. Mousson, *Transactions of AIME*, Vol 60, 1937, p 399
134. ASTM D2809, Standard Method for Cavitation Erosion Corrosion Characteristics of Aluminum Pumps with Engine Coolants
135. R.L. Chance, Electrochemical Corrosion of an Aluminum Alloy in Cavitating Ethylene Glycol Solutions, International Symposium on State of the Art in Engine Coolant Testing, sponsored by ASTM, Atlanta, GA, April 1979
136. W.H. Anthony and J.M. Popplewell, A Study of Erosion-Corrosion in Aluminum Radiator Alloys by Jet Impingement, SAE Automotive Engineering Congress, Detroit, MI, Paper No. 72009, Jan 1972
137. C. M. Preece, A Comparison of Liquid Impact Erosion and Cavitation Erosion, *Wear*, Vol 60 (No. 2), 1980, p 269-284
138. C. M. Preece and J.H. Brumlon, Liquid Impact Erosion of Al-Mg and Al-Cu Alloys, *Wear*, Vol 60 (No. 2), 1980, p 285-304
139. G.A. Gehring, Jr., Corrosion of Aluminum Alloys in High Velocity Seawater, Fifth International Congress on Marine Corrosion and Fouling, Madrid, Spain, 1980
140. B.E. Miller and H.P. Hack, Impressed Current Cathodic Protection of Aluminum Hulled Craft, Paper No. 72-593, AIAA/SNAME/USN Advanced Vehicles Meeting, Annapolis, MD, 17-19 July 1972
141. B.E. Miller, and H.P. Hack, Impressed Cathodic Protection of Aluminum Hulled Craft, *Journal of Hydronautics*, Vol 7 (No. 3), 1973, p 108-111
142. W. Spath, Friction, Fretting and Fracture of Metals, (in German), *Metall*, Vol 7, 1953, p 34-46
143. R.B. Waterhouse, *Fretting Corrosion*, London: Pergamon Press, Biddles Wd., Surrey, U.K., 1975
144. E.H. Dix, *Corrosion of Light Metals*, American Society for Metals, 1946, p 131-176
145. P.M. Aziz and H.P. Godard, *Industrial and Engineering Chemistry*, Vol 44, 1952, p 1791
146. D.O. Sprowls and R.H. Brown, Stress Corrosion Mechanisms for Aluminum Alloys, International Conference on Fundamental Aspects of Stress-Corrosion Cracking, NACE, Houston, 1969

147. D.O. Sprowls and R.H. Brown, *Resistance of Wrought High Strength Aluminum Alloys to Stress Corrosion*, Alcoa Research Laboratories Technical Paper No. 17, 1962, p 29
148. B.W. Lifka and D.O. Sprowls, Significance of Intergranular Corrosion in High Strength Aluminum Alloy Products, *Localized Corrosion—Cause of Metal Failure*, ASTM STP 516, 1972, p 120-144
149. D.O. Sprowls, High Strength Aluminum Alloys with Improved Resistance to Corrosion and Stress Corrosion Alloys, Tri-Service Conference on Corrosion, 1976
150. E.H. Dix, W.A. Anderson, and M.B. Shumaker, Influence of Service Temperature on the Resistance of Wrought Aluminum-Magnesium Alloys to Corrosion, *Corrosion*, Vol 15, 1959, p 55-62
151. E.H. Dix, W.A. Anderson, and M.B. Shumaker, Development of Wrought Aluminum-Magnesium Alloys, Alcoa Research Laboratories Technical Paper No. 14, 1958
152. E.H. Spuhler and C.L. Burton, Avoiding Stress-Corrosion Cracking in High Strength Aluminum Alloy Structures, Alcoa Green Letter, April 1970
153. *Welding Aluminum*, American Welding Society—The Aluminum Association, 1972
154. J.G. Young, BWRA Experience in the Welding of Aluminum-Zinc-Magnesium Alloys, *Welding Research Supplement*, Oct 1968
155. Alcoa Aluminum Alloy 7005, Alcoa Green Letter, Sept 1974
156. Tentative Guide to Automotive Resistance Spot Welding of Aluminum, The Aluminum Association, Washington, DC, T10, Oct 1973
157. Weldbonding—An Alternate Joining Method for Aluminum Auto Body Alloys, The Aluminum Association, Washington, DC, T17, 1978
158. T.L. Wilkinson and W.H. Ailor, Joining and Testing Bimetallic Automotive Panels, SAE Technical Paper, Series No. 780254, Society of Automotive Engineers, Warrendale, PA, 1978
159. J.J. Bethke and S.J. Ketcham, Polysulfide Sealants for Corrosion Protection of Spot Welded Aluminum Joints, *Adhesives Age*, Nov 1979, p 17
160. R. Baboian and G.S. Hayes, Joining Dissimilar Metals with Transition Materials, *Automotive Engineering*, Vol 84, Dec 1976
161. Transition Spacers Developed for Dissimilar Metal Joints to Minimize Corrosion and Simplify Joining, *Welding Journal*, Vol 56, Sept 1977
162. *Metals Handbook*, 8th ed., Vol 6, American Society for Metals, 1971
163. *Aluminum Brazing Handbook*, The Aluminum Association, Washington, DC, 1979
164. W. King and W.C. Weltman, Performance of Aluminum Automotive Radiators, SAE Technical Paper Series No. 790400, Society of Automotive Engineers, Warrendale, PA, 1979
165. W.E. Cooke, T.E. Wright, and J.A. Hirschfield, Furnace Brazing of Aluminum with a Non-Corrosive Flux, SAE Technical Paper Series, No. 780300, Society of Automotive Engineers, Warrendale, PA, 1978
166. P.B. Dickerson, Working with Aluminum? Here's What You Can Do with Dip Brazing, *Metal Progress*, Vol 87 (No. 80), May 1965
167. Non-Corrosive Flux for Brazing—Anti Corrosion Methods and Materials, London, May 1978
168. Non-Corroding Flux Averts Aluminum Brazing Problems, *Modern Metals*, Vol 34, March 1978
169. U.S. Patents 3,321,828 and 3,322,517

170. Soldering Alcoa Aluminum, Aluminum Company of America, 1972
171. J.J. Stokes, A Low Temperature Soft Solder System for Aluminum, Paper presented at American Welding Society, 55th Annual Meeting, Houston, May 1974
172. Soldering Aluminum, 2, Materials-Solders, *Welding Journal*, Vol 51 (No. 9), Sept 1972, p 643-644
173. J.F. Smith, Selecting Solders for Specific Substrates, *Materials Engineering*, Vol 80 (No. 3), Sept 1974, p 76-78
174. Soldering Aluminum, 4, Post Solder Cleaning and Finishing, *Welding Journal*, Vol 51 (No. 11), Nov 1972, p 786-787
175. Soldering Aluminum, 8, Abrasion and Ultrasonic Soldering, *Welding Journal*, Vol 52 (No. 8), Aug 1973, p 520-521
176. *Metals Handbook*, Properties and Selection of Metals, Vol 1, 8th ed., American Society for Metals, 1961
177. Fastening Aluminum, 1 and 2, *Modern Metals*, Vol 16 (No. 12), Jan 1961, Vol 17 (No. 1), Feb 1961, p 28-46
178. W.J. DeWalt and R.E. Mack, Design Considerations for Aluminum Fasteners, Society of Automotive Engineers, Technical Paper Series No. 800455, *1980 Transactions of SAE*, Sept 1981
179. R.N. Miller, Inhibitive Sealing Compounds and Coating Systems Solve Aircraft Corrosion Problems, *SAMPE Journal*, Vol 6 (No. 3), April/May 1970, p 54-58
180. J.D. Minford and E.M. Vader, Aluminum-Faced Sandwich Panels and Laminates, *Adhesives Age*, Feb 1975
181. R.J. Schliekelmann, Operational Experience with Adhesive Bonded Structures, AGARD Lecture Series 102, Bonded Joints and Preparation for Bonding, Wright-Patterson Air Force Base, Dayton, OH, Oct 1979
182. Adhesive Bonding of Aluminum Automotive Body Sheet Alloys, T-14, The Aluminum Association, 1975
183. J.D. Minford, F.R. Hoch, and E.M. Vader, SAE International Automotive Engineering Congress, Paper No. 750462, Detroit, MI, Feb 1975
184. J.D. Minford, Durability of Adhesive Bonding Aluminum Joints in Treatise of Adhesion and Adhesives, Vol III, R.L. Patrick, Ed., New York: Marcel Dekker, 1973
185. J.D. Minford, Durability or Permanence of Aluminum Adhesive Joints, Technical Report of Society of Manufacturing Engineers, ADR80-11, 1980
186. J.D. Minford, Comparison of Aluminum Adhesive Joint Durability as Influenced by Etching and Anodizing Pretreatments of Bonded Surfaces, *Journal of Applied Polymer Science*, Applied Polymer Symposium, Vol 32, 1977, p 91-103
187. J.D. Minford, Effect of Surface Preparation on Stressed Aluminum Joints in Corrosive Salt Water Exposure, *Adhesives Age*, Oct 1980
188. C.R. Schmitt, Corrosion Behavior of Aluminum in Water, *Reviews on Coatings and Corrosion*, Vol 4 (No. 1), 1979, p 95-112
189. J.E. Draley and W.E. Ruther, Aqueous Corrosion of Aluminum. Part 1—Behavior of 1100 Alloy, *Corrosion*, Vol 12 (No. 9), Sept 1956, p 441-448
190. A.A. Adams, et al, Synergistic Effect of Anions in the Corrosion of Aluminum Alloys, *Journal of Electrochemical Society*, Vol 119 (No. 12), Dec 1972
191. W.W. Binger and C.M. Marsteller, Aluminum Alloys for Handling High-Purity Water, *Corrosion*, Vol 13 (No. 9), Sept 1957

192. J.E. Draley and W.E. Ruther, Aqueous Corrosion of Aluminum, Part 2—Methods of Protection Above 200 °C—*Corrosion*, Vol 12 (No. 10), Oct 1956, p 480-490
193. M.H. Brown, R.H. Brown, and W.W. Binger, Alcoa Green Letter, Aluminum Alloys for Handling High Temperature Water, March 1960
194. Aluminum Alloys in Water Storage and Distribution, The Aluminum Association, Washington, DC
195. R.H. Wagner and B.M. Wyma, Aluminum Equipment for Handling High Purity Water and Steam Condensate, *Proceedings of American Power Conference*, Vol 27, 1965, p 825-834
196. M. Pourbaix, Atlas of Electrochemical Equilibria in Aqueous Solution, Oxford: Pergamon Press, 1966, p 169
197. F.H. Haynie, et al, Effects of Gaseous Pollutants on Materials: A Chamber Study, U.S. Dept. of Commerce, National Technical Information Service PB-251-580
198. K. Barton, *Protection Against Atmospheric Corrosion*, New York: John Wiley & Sons, 1976
199. H.P. Godard, Ed., *The Corrosion of Light Metals*, New York: John Wiley & Sons, 1967
200. D.P. Doyle and H.P. Godard, Influence of Temperature on Galvanic Corrosion, *Materials Protection*, Vol 8 (No. 8), 1969, p 40
201. E.V. Konstantinova, et al, Investigations of the Possibilities of Using Aluminum Alloys as Structural Materials for Distillation Equipment, *Zashchita Metallov*, Vol 12 (No. 3), May/June 1976, p 306-308
202. G.A. Gehring, Jr. and M.H. Peterson, Corrosion of 5456-H117 Aluminum in High Velocity Sea Water, Corrosion/79 Proceedings of NACE Conference, Atlanta, GA, 1979
203. R.A. Bonewitz, The Performance of Aluminum Alloys in Ammonia-Sea Water Solutions, Fifth Ocean Thermal Energy Conversion (OTEC) Conference, Miami Beach, FL, Feb 1978
204. Prevention of Corrosion of Metals, SAE HS J447a, 1964
205. C.L. Brooks, Aluminum-Magnesium Alloys 5086 and 5456-H116, *Naval Engineers Journal*, Aug 1970, p 29
206. L.D. Perrigo, Fundamentals of Corrosion Control Design, Battelle-Northwest Laboratories, BNWL-SA-5289, 5 Feb 1975
207. P.E. Wolfe and A.H. Mussnug, *Materials and Methods*, Vol 42, Oct 1955, p 11
208. D.O. Sprowls and R.H. Brown, What Every Engineer Should Know About Stress Corrosion of Aluminum, Part II, *Metal Progress*, May 1962, p 77
209. H.P. Godard, Ed., *Corrosion of Light Metals*, New York: John Wiley & Sons, Inc., 1967, p 180
210. J.D. Jackson and W.K. Boyd, Preventing Stress Corrosion Cracking of High Strength Aluminum Alloy Parts, *Materials in Design Engineering*, May 1966, p 70
211. B.W. Lifka and D.O. Sprowls, Shot Peening—A Stress Corrosion Cracking Preventive for High Strength Aluminum Alloys, National Association of Corrosion Engineers 26th Annual Conference, Paper No. 86, March 1970
212. H.L. Craig, Jr. and F.E. Loftin, Preventing Stress Corrosion Failures in Susceptible Aluminum Alloys, *Materials Protection and Performance*, Vol 10 (No. 3), 1971, p 17

Дополнительная литература

- Alcoa Aluminum Alloy 7005, Alcoa Green Letter, Sept 1974
- Aluminum Soldering Handbook. ASH-22, Aluminum Association, Dec 1976
- R.E. Brooks, Compatibility of Aluminum with Alkaline Building Materials, *Materials Protection*, July 1962, p 44-48
- Canadian Standards Association, CSA Standard Z169-M1978, Aluminum Pipe and Pressure Piping Systems
- Canadian Standards Association, CSA Standard C22.3, No. 4-1978, Control of Electrochemical Corrosion of Underground Metallic Structures
- Canadian Standards Association, CSA Standard Z183-M1977 and Z184-M1979, Oil and Gas Pipeline Systems
- G.L. Christie, The Cathodic Protection of Aluminum—Trials with Alcan 655T Alloy, Naval Research Establishment, Dartmouth, N.S., Canada, DRB Report No. PH-85, Feb 1954
- Control of External Corrosion on Underground or Submerged Metallic Piping Systems, National Association of Corrosion Engineers, Recommended Practice RP-01-69, 1976
- Designing for Corrosion Prevention, *Automotive Engineering*, Vol 85 (No. 2), Feb 1977, p 37, 39, 41
- F.P. Ford, G.T. Burstein, and T.P. Hoar, Bare Surface Reaction Rates and Their Relation to Environment Controlled Cracking of Aluminum Alloys, *Electrochemical Society*, Vol 127, 1980, p 1325-1331
- Fu-Shiong Lin, Low Cycle Corrosion Fatigue and Corrosion Fatigue Crack Propagation of High Strength 7000-Type Aluminum Alloys, Ph.D. Thesis, Georgia Institute of Technology, 1978
- H.P. Godard, Ed., *The Corrosion of Light Metals*, New York: John Wiley & Sons, 1967, p 48
- R.J. Jacko and D.J. Duquette, Hydrogen Embrittlement of a Cyclically Deformed Aluminum Alloy, *Metallurgical Transactions A*, Vol 8A, 1977, p 1821-1827
- C. Laird and D.J. Duquette, Mechanisms of Fatigue Crack Nucleation. Corrosion Fatigue: Chemistry, Mechanics, and Microstructure, NACE, 1972, p 88-114
- F.L. LaQue, ASTM Procedures, Vol 51, 1951, p 519
- F.L. LaQue, *Marine Corrosion, Causes and Prevention*, New York: John Wiley & Sons, 1975, p 198-200
- S.E. LeBeau and D.J. Duquette, *The Effects of Corrosion and Cathodic Charging on Fatigue Crack Propagation in 7075-T651 Aluminum*, Office of Naval Research Technical Report, Project No. N00014-75-C-0466, 1978
- R.B. Mears and H.J. Fahrney, *Transactions of AIME*, Vol 37, 1947
- R.B. Mears and R.H. Brown, *Industrial and Engineering Chemistry*, Vol 29, 1937, p 1087

- L.F. Mondolfo, Structure of the Aluminum: Magnesium: Zinc Alloys, *Metallurgical Reviews*, Vol 16, 1971, p 95-124
- R.M. Pelloux, R.E. Stoltz, and J.A. Moskovitz, Corrosion Fatigue, *Material Science Engineering*, Vol 25, 1976, p 193-200
- H.H. Uhlig, Ed., *Corrosion Handbook*, New York: John Wiley & Sons, 1948, p 416
- Schweiz Archiv fur Wissenschaft und Technik, Vol 5, 1939, p 300
- Shipbuilding and Shipping Record, Vol 105, 1965, p 214
- Soldering Aluminum, 1. Materials—Alloy Types and Fluxes, *Welding Journal*, Vol 51 (No. 8), Aug 1972, p 571-573
- Soldering Aluminum, 3. Surface Preparation, *Welding Journal*, Vol 51 (No. 10), Oct 1972, p 714-716
- Soldering Aluminum, 5. Joint Design, *Welding Journal*, Vol 51 (No. 12), Dec 1972, p 851-856
- R.E. Stoltz and R.M. Pelloux, Mechanisms of Corrosion Fatigue Crack Propagation of Al-Zn-Mg Alloys, *Metallurgical Transactions A*, Vol 3, 1972, p 2433-2441
- G.R.L. Warkings, *Light Metals*, Vol 13, 1950, p 206
- Welding Aluminum, American Welding Society, The Aluminum Association, 1972
- S.A. Westgate, Joining of Aluminum Alloy Sheet—A Literature Survey, Part I: Resistance Welding, The Welding Institute, Report No. 84, 1979
- T.E. Wright and H.P. Godard, *Corrosion*, Vol 10, 1954, p 195
- J.G. Young, BWRA Experience in the Welding of Aluminum-Zinc-Magnesium Alloys, *Welding Research Supplement*, Oct 1968

К главе 8

1. Registration Record of Aluminum Association Alloy Designation and Chemical Composition Limits for Aluminum Alloys in the Form of Castings and Ingot, The Aluminum Association, Washington, DC, Aug 1982
2. 1982 Annual Book of ASTM Standards, Part 7, (B275), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1982
3. SAE Handbook 1980, Section 11.08, Society of Automotive Engineers, Warrendale, PA, 1980
4. W.E. Sicha, Aluminum Base Casting Alloys, in *Cast Metals Handbook*, American Foundrymen's Society, 1957, p 254-259
5. R.S. Archer, Commercial Alloys of Aluminum, in *The Aluminum Industry*, Vol 22, New York: McGraw-Hill Book Co., 1930, p 192-231
6. E.H. Dix, Jr., Corrosion of Light Metals, in *Corrosion of Metals*, American Society for Metals, 1946, p 131-177
7. J.W. Meier, Research on Premium-Quality Castings in Light Alloys, *Transactions*, American Foundrymen's Society, Vol 73, 1965, p 525-540

1. "Aluminum Standards and Data", Aluminum Association, Washington, DC, March 1978 (Metric SI) or June 1982 (Customary)
2. "Registration Record of Aluminum Association Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum Alloys", Aluminum Association, Washington, DC, August 1982
3. "Registration of International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys", Aluminum Association, Washington, DC, June 1980
4. E.H. Dix, Jr. and F. Keller, Equilibrium Relations to Aluminum-Magnesium Alloys of High Purity, *Transactions of AIME*, Vol 83, 1929, p 351-372
5. E.H. Dix, Jr. and W.D. Keith, Equilibrium Relations in Aluminum-Manganese Alloys of High Purity, *Proceedings of AIME*, Vol I (No. E27), 1927, p 315-335; E.H. Dix, Jr., W.L. Fink, and L.A. Willey, Equilibrium Relations in Aluminum-Manganese Alloys of High Purity, *Transactions of AIME*, Vol II (No. 104), 1933, p 335-352
6. A. Wilm, *Metallurgie*, Vol 8, 1911, p 225-227
7. E.H. Dix, Jr. and H.H. Richardson, Equilibrium Relations in Aluminum-Copper Alloys of High Purity, *Transactions of AIME*, Vol 73, 1926, p 560-580
8. J.A. Nock, Jr., M. Holt, and D.O. Sprowls, A New High-Strength Aluminum Alloy, *Metal Progress*, Vol 80 (No. 3), 1961, p 87-91
9. K.L. Meissner, The Influence of Cold Rolling on the Age Hardening of Duralumin, *Zeitschrift fuer Metallkunde*, Vol 24, 1932, p 88-89
10. P.P. Mozley, Elevated Temperature Aging of 24S Aluminum Alloy, *Journal of Aeronautical Science*, Vol 10 (No. 6), 1943, p 180-184
11. E.H. Dix, Jr., New Developments in High Strength Aluminum Alloy Products, *Transactions of ASM*, Vol. 35, 1945, p 130-155
12. E.H. Dix, Jr., F. Keller, and R.W. Graham, Equilibrium Relations in Aluminum-Magnesium-Silicide Alloy of High Purity, *Transactions of AIME*, Vol 93, 1931, p 404-420
13. J.A. Nock, Jr., Heat Treatment and Aging 61S Sheet. *Iron Age*, Vol 159, 1947, p 48-54
14. W. Sander and K.L. Meissner, Der Einfluss, der Verbindering Mg-Zn₂ und die Vergutbarkeit von Aluminum Legierungen, *Zeitschrift fuer Anorganische Chemie*, Vol 154, 1926, p 144-151
15. J.A. Nock, Jr., 75S Alcoa's New High Strength Aluminum Alloy, *Metals and Alloys*, Vol 20, 1944, p 922-925
16. M.O. Speidel, Stress Corrosion Cracking of Aluminum Alloys, *Transactions of AIME*, Vol 6A, 1975, p 631-651
17. J.T. Staley, Microstructure and Toughness of High Strength Aluminum Alloys, American Society for Testing and Materials, STP605, 1976, p 71-103
18. Specification E399-81. Test for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials
Specification B645-78. Practice for Plane-Strain Fracture Toughness Testing of Aluminum Alloys
Specification B646-78. Practice for Fracture Toughness Testing of Aluminum Alloys
19. N.W. Smith and J.E. Grant, Reducing the Cost of Aluminum Body Panels, SAE Paper 800931, 1980
20. R.J. Bucci, Selecting Aluminum Alloys To Resist Failure By Fracture Mechanisms, *Engineering Fracture Mechanics*, Oxford: Pergamon Press Ltd., Vol 12, 1979, p 407-441

1. Recommendations for Storage and Handling of Aluminum Pigments and Powder, Publications TR-2, the Aluminum Association, Sept 1977
2. M. Jacobson, A.R. Cooper, and T. Nagy, Explosibility of Metal Powders, V. S. Bureau of Mines, RI 6516
3. NFPA Standard 65-1180, Processing and Finishing of Aluminum, National Fire Protection Association, Inc., Boston, MA, 1980
4. R. Meyer, *Explosives*, New York: Verlag Chemie, Weinheim, 1977
5. S. Storchheim, Aluminum Powder Metallurgy Finally Made Commercially Practical, *Progress in Powder Metallurgy*, Vol 18, 1962, p 124-130
6. S. Storchheim, Porous Aluminum Bearings, *Product Engineering*, Vol 3, 1962, p 53-55
7. J.H. Dudas and W.A. Dean, The Production of Precision Aluminum P/M Parts, presented at the P/M conference and exhibit at the Park Sheraton Hotel, New York, 7 May 1969; published in the April issue of *International Journal of Powder Metallurgy*
8. J.H. Dudas and K.J. Brondyke, Aluminum P/M Parts—Their Properties and Performance, Technical Paper No. 70041, SAE, 1970
9. J.H. Dudas and D.B. Thompson, Improved Sintering Procedures for Aluminum P/M Parts, Aluminum Company of America, 1970
10. J.H. Dudas, R.H. Stevens, and B.K. Gildersleeve, Metallography and Structure Interpretation of Aluminum P/M Parts, *International Journal of Powder Metallurgy and Powder Technology*, Oct 1974
11. K.E. Buchovecky and A.L. Hurst, Fabrication and Properties of Cold-Formed Aluminum P/M Parts, prepared for MPIF International P/M Conference, Toronto, Canada, 19 July 1973
12. K.E. Buchovecky and M.R. Rearick, Aluminum P/M Forgings, *Metal Progress*, Feb 1972
13. Properties and Applications of Non-Ferrous Powder Metal Parts, *Metal Progress*, June 1981, p 65
14. N.J. Grant, in "Proceedings of the International Conference on the Rapid Solidification Process," Baton Rouge, LA: Claitor's Publishing Division, 1978, p 230
15. G. Thursfield and M.J. Stowell, *Journal of Material Science*, Vol 9, 1974, p 1644
16. C.E. Mobley, A.H. Claver, and B.A. Wilcox, *Journal of the Institute of Metals*, Vol 100, 1972, p 142
17. J.P. Lyle and W.S. Cebulak, *Metallurgical Transactions A*, Vol 6A, 1975, p 685-699
18. H. Fischmeister, *Powder Metallurgy Institute*, Vol 10, 1978, p 119
19. D.H. Ro, "Direct Rolling of Aluminum Powder Metal Strip," AFWAL Contract No. F33615-80-C-5161, interim report for period, Sept 1980-Feb 1981
20. G. Naeser, in "Modern Developments in PM," Vol 3, H.H. Hausner, Ed., 1965
21. J.R. Pickens, *Journal of Material Science*, Vol 16, 1981, p 1437-1457
22. R. Irrmann, *Metallurgia*, Vol 46, 1952, p 125
23. E.A. Bloch, *Metallurgical Review*, Vol 6, 1961, p 22
24. J.S. Benjamin, *Scientific American*, Vol 234, 1976, p 40
25. J.S. Benjamin and M.J. Bomford, *Metallurgical Transactions A*, Vol 8A, 1977, p 1301
26. A.P. Haarr, U.S. Army, Frankford Arsenal Report 13-64-AP59S, Oct 1964
27. A.P. Haarr, U.S. Army, Frankford Arsenal Report 13-65-AP59S, Dec 1965
28. J.P. Lyle, W.S. Cebulak, and K.E. Buchovecky, in "Progress in PM," Vol 28, A.S. Bufferd, Ed., Metal Powder Industries Federation, New York, 1972, p 93

29. J.P. Lyle and W.S. Cebulak, *Metallurgical Engineering Quarterly*, Vol 1, 1974, p 52
30. W.S. Cebulak, E.W. Johnson, H. Markus, *International Journal of Powder Metallurgy and Powder Technology*, Vol 12, 1976, p 299
31. W.S. Cebulak and D.J. Truax, U.S. Army Contract DAAA-25-70-CO358, March 1971
32. D.R. Holloway, Master of Science Thesis, Air Force Institute of Technology, Ohio, Sept 1977
33. V. Kuo and E.A. Starke, "Effect of Processing on the Fatigue Properties of X7091," in Proceedings of Al-P/M Session of AIME Meeting, Dallas, Feb 1982
34. "Proceedings of Aerospace—Aluminum Industry Strategy Assessment Workshop," AFWAL, Dayton, OH, 30–31 July 1981
35. S.G. Roberts, Contract Report DA-04-200-507-ORD-886, US Army Department of Defense, 15 Nov 1961, p 799
36. J.W. Bohler, S.G. Roberts, and G.R. Chanani, Naval Surface Weapons Center Contract No. N60921-80-C-0238, June 1982
37. M.J. Bomford and J.S. Benjamin, US Patent 3,816,080, 11 June 1974
38. J.R. Pickens, R.D. Schelleng, S.J. Donachie, and T.J. Nichol, US Patent No. 4,292,079, 29 Sept 1981
39. J.R. Pickens, R.D. Schelleng, S.J. Donachie, and T.J. Nichol, US Patent No. 4,297,136, 27 Oct 1981
40. G. Jangg, *Metal Powder Report*, Vol 35 (No. 5), 1980, p 206–208
41. W.S. Cebulak, US Army Armament Command, Rock Island, Illinois, Contract No. DAAA25-72-C-0593 Report, April 1977
42. R.E. Lewis, Lockheed Interim Report LMSC-D674504, Palo Alto, CA, March 1979
43. R.E. Lewis, *et al.*, Lockheed Interim Report LMSC-D686125, Palo Alto, CA, Feb 1980
44. I.G. Palmer, R.E. Lewis, and D.D. Crooks, "Rapid Solidification Processing, Principles and Technologies—II," Reston, VA, 23–26 March 1980, p 342–353
45. R.R. Sawtell, W.L. Otto, and D.L. Lege, Air Force Materials Lab., USA, Contract No. F33615-77-C-5086 Report, March 1978
46. R.E. Sanders, G.J. Hildeman, and D.L. Lege, Air Force Materials Lab., USA, Contract No. F33615-77-C-5086 Report, March 1979
47. R.E. Sanders and G.J. Hildeman, Final Report on AFWAL contract No. F33615-77-C-5086, Report No. TR-81-4076, Sept 1981
48. D.L. Erich, AFML Report AFML-TR-79-4210, Contract No. F33615-76-C-5227, Jan 1980
49. G.G. Wald, NASA Contractor Report 165676, Contract No. NAS 1-14625, May 1981
50. A.R. Cox, Air Force Materials Laboratory, USA, Report FR2127, June 1979
51. A.R. Cox, Air Force Materials Laboratory, USA, Report FR11690, March 1979
52. G. Jangg and F. Kutner, *Powder Metallurgy Institute*, Vol 9, 1977, p 24

Справочное издание

**АЛЮМИНИЙ: СВОЙСТВА И ФИЗИЧЕСКОЕ
МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ**

Под ред. Хэтча Дж.Е.

Редактор издательства *Л.Е. Остапшина*
Художественный редактор *А.А. Якубенко*
Технический редактор *Е.К. Астафьева*
Корректор *В.С. Колганова*

ИБ №3339

Подписано в печать 26.12.88.

Формат бумаги 60×881/16

Печать офсетная

Тираж 4650 экз.

Усл. печ. л. 25,97

Заказ № 1030.

Усл. кр.-отт. 25,97

Цена 2р.60к. Изд. № 1727

Бумага офсетная № 2

Уч.-изд. л. 32,18

Набрано в издательстве "Металлургия"
на НПП операторами *И.В. Витте, Г.Н. Петровой*

Ордена Трудового Красного Знамени
издательство "Металлургия", 119857, ГСП, Москва, Г-34,
2-й Обыденский пер., д.14

Московская типография № 8 Союзполиграфпрома
при Государственном комитете СССР
по делам издательств, полиграфии и книжной торговли
101898, Хохловский пер., 7

Алюминиево-литиевые сплавы: Материалы III Международной конференции. Пер. с англ. — М.: Металлургия, 1989 (IV кв.). — 40 л. — Пер. изд.: Великобритания, 1986. — ISBN 5-229-00369-3 (в пер.): 8 р. 40 к. (№ 64)

Изложены доклады специалистов, представляющих ведущие алюминиевые и самолетостроительные фирмы США, Великобритании, Франции. Освещены современное состояние и развитие производства алюминиево-литиевых сплавов; структура и комплекс ресурсных и коррозионных свойств различных видов полуфабрикатов, полученных по традиционной технологии, а также с применением высоких скоростей кристаллизации и механического легирования. Описаны результаты исследования тонкой структуры сплавов с целью изучения природы их упрочнения.

Анализ структуры металлических материалов: Справ. изд. Пер. с нем./ ШМИДТ К., ХОВЕН Х., КОЙЦЛИГ К. и др. — М.: Металлургия, 1989 (II кв.). — 15 л. — Пер. изд.: ФРГ, 1985. — ISBN 5-229-00365-0 — I р. 10 к. (№ 83)

Рассмотрены интерференционные слои, наносимые на шлиф материала с целью получения контраста и изображения структурных составляющих, обеспечивающего возможность автоматического определения характеристик структуры. Изложены физические основы контрастирования с помощью интерференционных слоев. Уделено внимание оптическим характеристикам структура слоя. Даны рекомендации о выборе материалов для интерференционных слоев. Приведены примеры автоматического определения структурных характеристик и различные источники погрешностей, а также автоматического анализа структуры, выявленной с помощью интерференционных слоев на шлифах различных материалов.

ГРИНЬ Ю.Н., ГЛАДЫШЕВСКИЙ Р.Е. Галлиды: Справ. изд. — М.: Металлургия, 1989 (IV кв.). — 25 л. — ISBN 5-229-00259-X (в пер.): I р. 80 к. (№ 84)

Собраны данные о составах, способе образования, а также кристаллической структуре бинарных и тернарных интерметаллических соединений галлия. Материал изложен в порядке, соответствующем размещению элементов в Периодической системе. Учтены полностью и частично изученные галлиды. Приведены сведения о структурных типах, встречающихся среди галлидов. Для каждого структурного типа (в основном на примере соединений галлия) указаны пространственная группа симметрии, параметры элементарной ячейки, положение атомов в ней, координационные характеристики атомов.

Металловедение цветных металлов и сплавов. Опыт металлургов ГДР: Сб. науч. трудов. Пер. с нем. — М.: Металлургия, 1989 (IV кв.). — 6 л. — Пер. изд.: ГДР, 1983—1985. — ISBN 5-229-00368-5: 1 р. 20 к. (№ 68)

Рассмотрены актуальные вопросы металлостроения меди и ее сплавов, производства алюминиевой лакированной консервной ленты. Изложены процессы спекания порошковых материалов и описаны их свойства.

НИКОЛАЕВ Г. А., ФРИДЛАНДЕР И. Н., АРБУЗОВ Ю. П. Свариваемые алюминиевые сплавы. — М.: Металлургия, 1989 (IV кв.). — 20 л. — ISBN 5-229-00348-0 (в пер.): 4 р. 40 к. (№ 70)

Впервые приведены сведения о построении диаграмм свариваемость — состав при введении основных легирующих элементов и модификаторов. Рассмотрены общие закономерности сварки для всего класса материалов на алюминиевой основе. Предложена модель, позволяющая прогнозировать работоспособность материала в сварной конструкции на основе физико-механических характеристик основного металла. Приведены данные о чувствительности основного металла и сварных соединений к концентраторам напряжений. Описаны характеристики свариваемости, механические свойства сварных соединений при статическом, динамическом нагружении и в контакте с агрессивной средой.

Сплавы с эффектом памяти формы: Пер. с японск./Под ред. ФУНАКУБО Х. — М.: Металлургия, 1989 (I кв.). — 20 л. — Пер. изд.: Япония, 1984. — ISBN 5-229-00377-4 (в пер.): 4 р. 40 к. (№ 74)

Освещена актуальная проблема исследования сплавов с эффектом запоминания формы, относящихся к новым металлическим материалам с уникальными свойствами. Рассмотрены теоретические основы механизма запоминания формы, свойства титаноникелевых сплавов и сплавов на основе меди, обладающих эффектом памяти формы.

Книги издательства "Металлургия" можно приобрести во всех магазинах, распространяющих научно-техническую литературу.