

Р. К. Мысик
Ю. Н. Логинов
А. В. Сулицин
С. В. Брусницын

**ПРОИЗВОДСТВО ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК
ИЗ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ
И МЕДНЫХ СПЛАВОВ**

Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б. Н. Ельцина

Р. К. Мысик, Ю. Н. Логинов, А. В. Сулицин, С. В. Брусницын

ПРОИЗВОДСТВО ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ И МЕДНЫХ СПЛАВОВ

*Допущено учебно-методическим объединением по образованию
в области металлургии в качестве учебного пособия для студентов
высших учебных заведений, обучающихся по направлению Металлургия*

Научный редактор проф., д-р техн. наук Е. Л. Фурман

Екатеринбург
УрФУ
2011

УДК 621.74: 669.2/.8
ББК 34.61+34.33
М 95

Рецензенты: кафедра литейного производства Южно-Уральского государственного университета (зав. кафедрой проф., д-р техн. наук Б. А. Кулаков); генеральный директор ОАО «Уральский институт металлов», чл.-кор. РАН, проф., д-р техн. наук Л. А. Смирнов.

Мысик Р. К., Логинов Ю. Н., Сулицин А. В., Брусницын С. В.

М95 ПРОИЗВОДСТВО ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ И МЕДНЫХ СПЛАВОВ: учебное пособие / Р. К. Мысик, Ю. Н. Логинов, А. В. Сулицин, С. В. Брусницын. Екатеринбург: УрФУ, 2011. 414 с.

ISBN 978-5-321-01883-5

В учебном пособии рассмотрены особенности плавки и непрерывного литья слитков из деформируемых алюминиевых и медных сплавов, а также их состав, структура, свойства и область применения. Приведены литейные свойства этих сплавов, технологические параметры литья, режимы их пластической и термической обработки.

Предназначено для студентов вузов, обучающихся по направлению Металлургия. Может быть полезно научным и инженерно-техническим работникам.

УДК 621.74: 669.2/.8
ББК 34.61+34.33

ISBN 978-5-321-01883-5

© Уральский федеральный университет, 2011
© Мысик Р.К., Логинов Ю.Н., Сулицин А.В.,
Брусницын С.В., 2011

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	8
1. АЛЮМИНИЙ.....	11
1. 1. Свойства, марки и область применения.....	11
1. 2. Влияние примесей и газов на свойства алюминия.....	14
1. 3. Коррозионные свойства алюминия.....	17
2. СИСТЕМЫ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ.....	19
2. 1. Влияние добавок легирующих элементов на свойства алюминия.....	21
2. 2. Основные легирующие элементы и примеси.....	24
2. 3. Характеристика систем сплавов.....	34
2. 4. Принципы маркировки деформируемых алюминиевых сплавов.....	46
3. ЛИТЕЙНЫЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ....	54
3. 1. Жидкотекучесть.....	54
3. 2. Склонность к образованию усадочных пустот.....	56
3. 3. Линейная усадка.....	58
3. 4. Склонность к образованию литейных трещин.....	61
3. 5. Ликвация и ликвационные наплывы.....	70
4. ЛЕГИРОВАНИЕ И МОДИФИЦИРОВАНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.....	73
4. 1. Способы легирования алюминиевых сплавов.....	75
4. 2. Способы модифицирования алюминиевых сплавов.....	77
5. ПРИГОТОВЛЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ...	82
5. 1. Шихтовые материалы для приготовления алюминиевых деформируемых сплавов.....	82
5. 2. Приготовление сплавов.....	84
5. 3. Печи для выплавки сплавов.....	87

6. НЕПРЕРЫВНОЕ ЛИТЬЕ СЛИТКОВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.....	95
6. 1. Основные типы кристаллизаторов, применяемых при литье слитков из алюминиевых сплавов.....	96
6. 2. Тепловое взаимодействие слитка с кристаллизатором.....	98
6. 3. Трещинообразование в слитках.....	100
6. 4. Методы борьбы с трещинами.....	104
6. 5. Зональная ликвация в слитках непрерывного литья.....	108
6. 6. Структура и свойства слитков.....	110
6. 7. Влияние некоторых примесей на свойства слитков.....	118
6. 8. Дефекты в слитках.....	119
6. 9. Влияние качества слитков на образование дефектов в полуфабрикатах.....	126
7. ДЕГАЗАЦИЯ И ОЧИСТКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ОТ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ.....	129
7. 1. Причины загрязнения расплавов неметаллическими включениями.....	129
7. 2. Очистка расплавов продувкой газами.....	130
7. 3. Обработка расплавов хлористыми солями.....	132
7. 4. Рафинирование расплавов флюсами.....	133
7. 5. Рафинирование в вакууме.....	135
7. 6. Отстаивание.....	137
7. 7. Фильтрация.....	137
8. ТЕХНОЛОГИЯ ЛИТЬЯ КРУГЛЫХ СЛИТКОВ.....	143
8. 1. Подача металла из миксера в кристаллизатор.....	143
8. 2. Виды брака при литье круглых слитков.....	145
8. 3. Режимы литья слитков из алюминия и низколегированных сплавов.....	146
8. 4. Режимы литья слитков из сплавов типа дюралюмина и жаропрочных сплавов.....	147
8. 5. Режимы литья слитков из высокопрочных сплавов.....	148
8. 6. Режимы литья слитков из алюминиево-магниевых сплавов.....	149

9. ТЕХНОЛОГИЯ ЛИТЬЯ ПЛОСКИХ СЛИТКОВ.....	150
9. 1. Подача металла из миксера в кристаллизатор.....	150
9. 2. Виды брака при литье плоских слитков.....	152
9. 3. Режимы литья слитков из алюминия и низколегированных сплавов.....	155
9. 4. Режимы литья слитков из сплавов типа дюралюмина и жаропрочных сплавов.....	157
9. 5. Режимы литья слитков из алюминиево-магниевых сплавов	158
9. 6. Режимы литья слитков из высокопрочных сплавов.....	160
10. ТЕХНОЛОГИЯ ЛИТЬЯ СЛИТКОВ В ЭЛЕКТРО-МАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР.....	161
10. 1. Сущность процесса, его достоинства.....	161
10. 2. Электромагнитные кристаллизаторы.....	162
10. 3. Особенности процесса литья в ЭМК.....	164
10. 4. Основные закономерности формирования слитка при литье в ЭМК	165
10. 5. Дефекты поверхности и структуры слитков, их устранение.....	168
10. 6. Технологические параметры литья в ЭМК.....	170
10. 7. Техничко-экономические показатели и перспективы развития процесса литья в ЭМК.....	171
11. НОВЫЕ ТЕХНИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ В ОБЛАСТИ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И ЛИТЬЯ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.....	172
11. 1. Новые технические решения в области материаловедения алюминиевых сплавов.....	172
11. 2. Новые технические решения в области разработки способов получения заготовок из алюминиевых сплавов...	186
12. МЕДЬ.....	208
12. 1. Свойства, марки и области применения.....	208
12. 2. Влияние примесей на свойства меди.....	212
12. 3. Коррозионные свойства меди.....	218
12. 4. Литейные свойства меди.....	219

13. СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ.....	220
13. 1. Бронзы.....	222
13. 1. 1. Алюминиевые деформируемые бронзы.....	222
13. 1. 2. Литейные свойства алюминиевых бронз.....	229
13. 1. 3. Оловянные бронзы. Структура и свойства.....	230
13. 1. 4. Влияние добавок и примесей на структуру и свойства оловянных бронз.....	237
13. 1. 5. Литейные свойства оловянных бронз.....	240
13. 1. 6. Бериллиевые бронзы.....	243
13. 1. 7. Кремниевые бронзы	255
13. 1. 8. Марганцевые бронзы.....	259
13. 2. Низколегированные бронзы высокой электро- и теплопроводности.....	261
13. 2. 1. Общая характеристика сплавов.....	261
13. 2. 2. Хромовые бронзы.....	265
13. 2. 3. Термически неупрочняемые медные сплавы.....	272
Серебряная бронза БрСр _{0,1}	273
Кадмиевая бронза.....	277
Магниева бронза.....	283
Теллуровая бронза.....	285
Циркониевые бронзы.....	289
13. 3. Латунь.....	294
13. 3. 1. Общая характеристика и особенности обработки латуней.....	294
13. 3. 2. Двойные латуни.....	300
13. 3. 3. Влияние примесей на свойства латуней.....	305
13. 3. 4. Механические и эксплуатационные свойства латуней.....	307
13. 3. 5. Многокомпонентные латуни.....	311
Общие сведения и область применения многокомпонентных латуней.....	311
Алюминиевые латуни.....	318
Оловянные латуни.....	320
Свинцовые латуни.....	322

Кремниевые латуни.....	325
Никелевые латуни	326
Марганцевые латуни.....	328
13. 4. Медно-никелевые сплавы.....	337
13. 4. 1. Общая характеристика медно-никелевых сплавов.....	337
13. 4. 2. Влияние компонентов и примесей на свойства медно- никелевых сплавов.....	342
13. 4. 3. Конструкционные сплавы.....	346
13. 4. 4. Двойные медно-никелевые сплавы.....	351
Сплавы системы Cu-Ni-Fe-Mn.....	351
Сплавы системы Ni-Cu-Fe-Mn (монель-металлы).....	352
Сплавы системы Cu-Ni-Zn-Pb (нейзильберы).....	353
Сплавы системы Cu-Ni-Al (куниали).....	356
14. ОСОБЕННОСТИ ПЛАВКИ И ЛИТЬЯ ДЕФОРМИРУЕМЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ.....	360
14. 1. Плавка меди.....	360
14. 2. Плавка оловянных и свинцовых бронз	362
14. 3. Плавка алюминиевых бронз.....	364
14. 4. Плавка латуней	367
14. 5. Плавка медно-никелевых сплавов	368
14. 6. Непрерывное литье меди и медных сплавов.....	370
15. НОВЫЕ ТЕХНИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ В ОБЛАСТИ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И ЛИТЬЯ ДЕФОРМИРУЕМЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ.....	375
15. 1. Новые технические решения в области материаловедения медных сплавов.....	375
15. 2. Новые технические решения в области разработки способов получения заготовок из медных сплавов.....	387
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК.....	411

ВВЕДЕНИЕ

Литейное производство – одно из древнейших ремесел, освоенных человечеством. Первым литейным материалом была бронза. В древности бронзы представляли собой сложные сплавы на основе меди с добавками олова (5...7%), сурьмы и свинца (1...3%), содержали примеси мышьяка, серы, серебра (десятые доли процента).

Выплавка бронзы и получение из нее литых изделий (оружие, украшения, сосуды и др.) и дальнейшее развитие этих процессов относятся к 7–3-му тысячелетиям до нашей эры. По-видимому, одновременно была освоена плавка самородных серебра, золота и их сплавов.

Отливки из бронзы, золота и серебра получали литьем в каменные и, вероятно, графитовые формы, а также литьем по воску. Каменные формы делали из мягких пород известняка, графитовые – из природного графита. В известняковой или графитовой заготовке вырезали рабочую полость. Обычно формы заливали открытыми, так что одна сторона изделия, образованная свободной поверхностью расплава, оказывалась плоской. При литье по воску сначала изготавливали восковые модели, как точные копии будущих изделий. Эти модели погружали в жидкоподвижную массу, затем высушивали и обжигали. Воск выгорал, и в образовавшуюся полость заливался металл.

Большой шаг в развитии бронзового литья был сделан с появлением литья колоколов и пушек в XV и XVI веках. Широко известно мастерство русских умельцев, изготовивших Царь-пушку массой 40 тонн (Андрей Чохов, 1586 г.) и Царь-колокол массой 200 тонн (Иван и Михаил Материны, 1733–1735 гг.).

Бронзы и позднее появившиеся латуни на протяжении многих веков были главным материалом для изготовления художественных отливок, памятников и скульптур. До наших дней сохранилась бронзовая скульптура римского императора Марка Аврелия (II в. н. э.). В Индии находится бронзовая пушка массой 57 тонн, отлитая в 1548 году, в Японии – бронзовая статуя Будды массой 110 тонн высотой 16 метров, отлитая в 1252 году.

Всемирную известность получил отлитый из бронзы памятник Петру I, установленный в Петербурге (1775), и Тысячелетие России, установленный в Новгороде (1862). В наше время был изготовлен памятник Юрию Долгорукому – основателю Москвы (1954). В Екатеринбурге на заводе «Уралмаш» изготовлены и установлены в городе бронзовые памятники полководцу Г. Жукову, основателям города Де Генину и Татищеву, великому русскому поэту Пушкину.

К началу XX века литейное производство цветных металлов и сплавов заключалось в получении фасонных отливок из оловянных бронз и латуней и сплавов из меди, бронзы и латуни. Фасонные отливки изготовляли литьем в песчаные формы, а слитки получали массой не более 200 кг литьем в чугунные изложницы.

В 1910–1920 годах были разработаны новые сплавы на основе алюминия и магния, а также началось освоение фасонного и заготовительного литья из специальных бронз и латуней – алюминиевых, кремниевых, марганцевых, никелевых. В 1920–1930 годах создаются цинковые сплавы для литья под давлением. В 1930–1940 годах получает развитие фасонное литье из никелевых сплавов. В 1930 годах для плавки цветных металлов и сплавов стали широко применять электрические печи сопротивления, индукционные каналные и тигельные. Некоторые сплавы для обеспечения необходимого качества изделий требуют плавки в вакууме или в среде защитных инертных газов.

Освоение новых сплавов потребовало коренной перестройки технологии плавки и плавильного оборудования, применения новых формовочных материалов и новых способов изготовления форм.

В 1940–1950 годах произошел массовый переход от литья в песчаные формы к литью в металлические формы – кокили и литью под давлением.

В заготовительном литье (получение слитков для последующей обработки давлением) происходило внедрение полунепрерывного и непрерывного литья слитков из алюминиевых, медных и медно-никелевых сплавов.

Необходимость обеспечения высокого качества литых заготовок привела к глубоким научным исследованиям свойств жидких металлов, процессов взаимодействия расплавов с газами, огнеупорными материалами, шлаками и флюсами, процессов рафинирования от включений и газов, процессов кристаллизации металлических сплавов при очень малых и очень больших скоростях охлаждения.

Литейное производство сплавов цветных металлов, включающее в себя производство фасонных отливок и слитков, интенсивно развивается. Так, в 1955–1960 годах в мире ежегодно выпускалось 12...14 млн т в год всех цветных металлов, а в 1985–1990 годах их выпуск составил 34...35 млн т в год. Наиболее интенсивно в последнее время развивается производство отливок и деформированных изделий из легких металлов и сплавов.

1. АЛЮМИНИЙ

1. 1. Свойства, марки и область применения

Алюминий – химический элемент третьей группы Периодической системы Д. И. Менделеева с порядковым номером 13 и атомной массой 26,97. Известны искусственные радиоактивные изотопы алюминия с массовыми числами 25, 26, 28 и 29 с периодом полураспада от 6 с до 6,7 мин.

Алюминий отличается малой плотностью, высокой электро- и теплопроводностью, коррозионной стойкостью. Алюминий хорошо обрабатывается давлением в холодном и горячем состоянии. Он применяется в электротехнике для изготовления проводников тока, в пищевой промышленности, пиротехнике и алюмотермии. Сплавы на основе алюминия благодаря высоким удельным прочностным характеристикам и малой плотности особенно широко применяются в авиационной, автомобильной и судостроительной промышленности, а также для изготовления изделий бытового назначения.

Алюминий имеет гранцентрированную кубическую решетку с периодом решетки 0,40496 нм. Температура плавления алюминия составляет 660,37°C, температура кипения – 2450°C. При комнатной температуре плотность алюминия составляет 2,698 г/см³. С повышением температуры плотность алюминия снижается и при температуре плавления составляет 2,550 г/см³ для твердой фазы и 2,368 г/см³ для расплава. Изменение объема при затвердевании составляет 6,5%. Скрытая теплота плавления составляет 390 Дж/г. Теплоемкость алюминия при комнатной температуре составляет 928,85 Дж/(кг·К), коэффициент теплопроводности – 221,5 Вт/(м·К), удельное электрическое сопротивление – $2,7 \cdot 10^{-8}$ Ом·м.

Алюминий является слабым парамагнетиком. Временное сопротивление разрушению при растяжении алюминия составляет $\sigma_B=80\dots150$ МПа, твердость по Бринеллю $HB=200\dots350$ МПа. Алюминий имеет высокую пластичность, относительное удлинение достигает 60%, относительное сужение – 90%.

Химический состав марок первичного алюминия в России регламентируется ГОСТ 11069-2001 (табл. 1.1).

Таблица 1.1

Химический состав стандартных марок первичного алюминия, производимых в России

Марка	Содержание элементов, мас. %							
	Al, не менее	Примесей, не более						
		Fe	Si	Cu	Zn	Ti	Остальные	Всего примесей
Алюминий высокой чистоты								
A995	99,995	0,0015	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,005
A99	99,99	0,003	0,003	0,002	0,003	0,002	0,001	0,01
A98	99,98	0,006	0,006	0,002	0,003	0,002	0,001	0,02
A97	99,97	0,015	0,015	0,005	0,003	0,002	0,002	0,03
A95	99,95	0,03	0,03	0,015	0,005	0,002	0,005	0,05
Алюминий технической чистоты								
A85	99,85	0,08	0,06	0,01	0,02	0,01	0,02	0,15
A8	99,80	0,12	0,10	0,01	0,04	0,02	0,02	0,20
A7	99,70	0,16	0,15	0,01	0,04	0,02	0,02	0,30
A7E	99,70	0,2	0,08	0,01	0,04	0,02	0,02	0,30
A7Э	99,70	0,2	0,1	0,01	0,03	0,02	0,03	0,30
A6	99,60	0,25	0,8	0,01	0,06	0,03	0,03	0,40
A5E	99,50	0,35	0,1	0,02	0,05	0,01	0,02	0,50
A5	99,50	0,30	0,25	0,02	0,06	0,03	0,03	0,50
A35	99,35	0,65 (Fe+Si)		0,05	0,1	0,02	0,03	0,65
A0	99,00	0,95 (Fe+Si)		0,05	0,1	0,02	0,03	1,00

Алюминий для плавки поступает в виде чушек массой 5, 15, 1000 и 2000 кг. Технический алюминий используется для изготовления фольги, листов, проволоки, кабельных и токопроводящих изделий, для изготовления посуды, а также для выплавки литейных и деформируемых алюминиевых сплавов.

Изменение свойств алюминия в зависимости от степени деформации показано на рис. 1.1, в зависимости от температуры отжига – рис. 1.2, в зависимости от температуры нагрева – рис. 1.3.

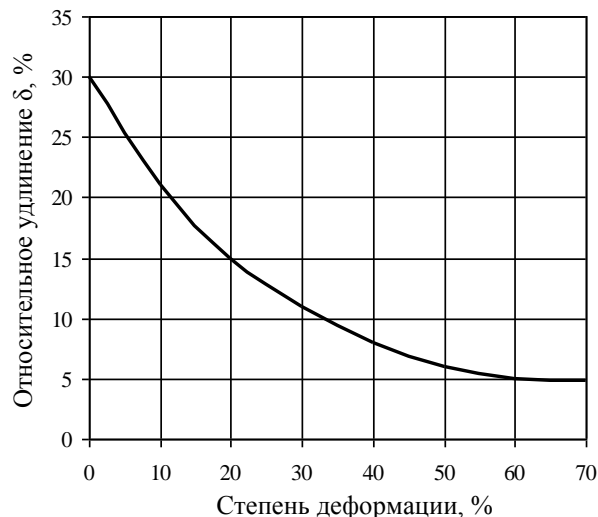
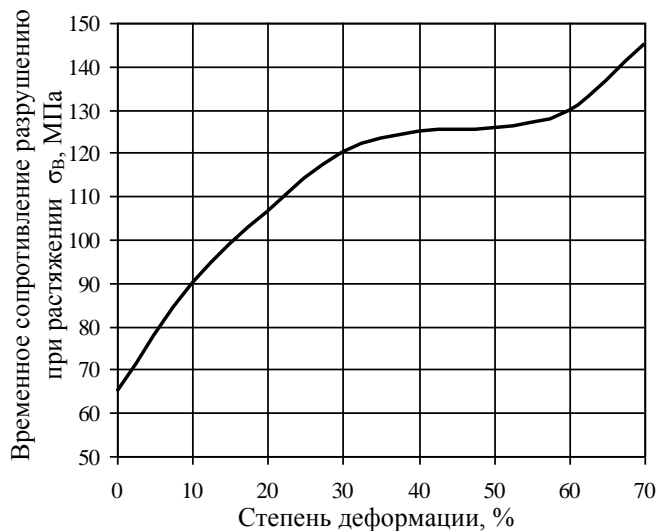


Рис. 1.1. Зависимость механических свойств алюминия марки А5 от степени деформации. Исходный материал – полосы мягкие

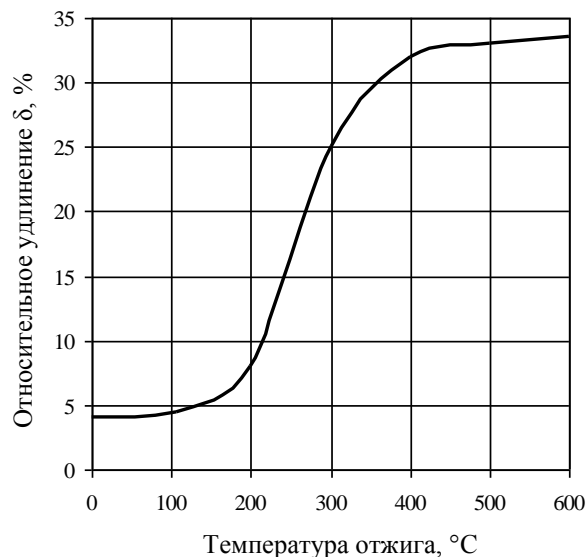
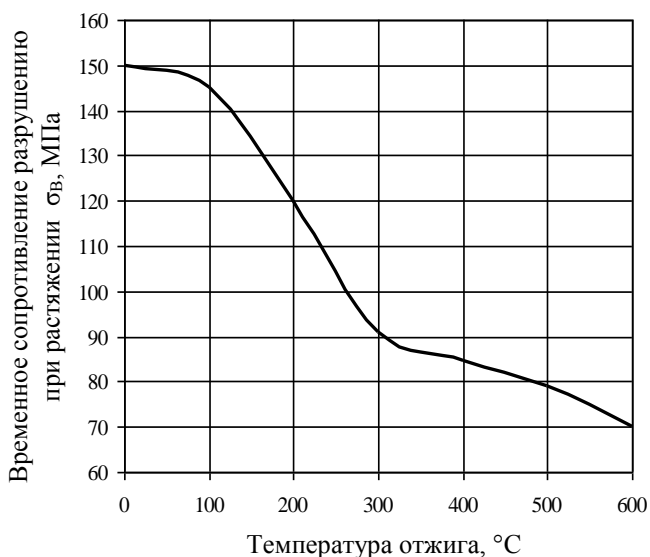


Рис. 1.2. Зависимость механических свойств алюминия марки А5 от температуры отжига. Исходный материал – полосы твердые

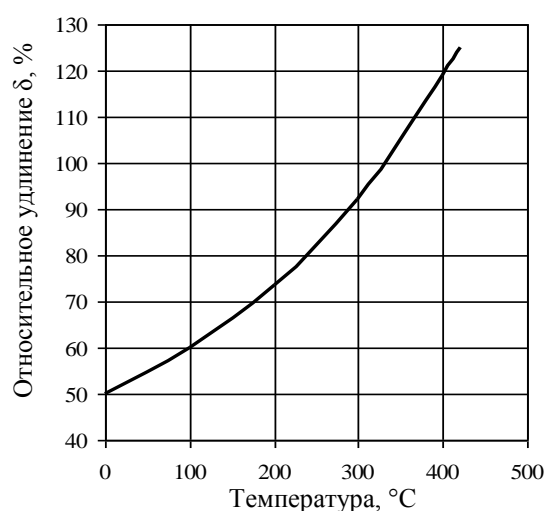
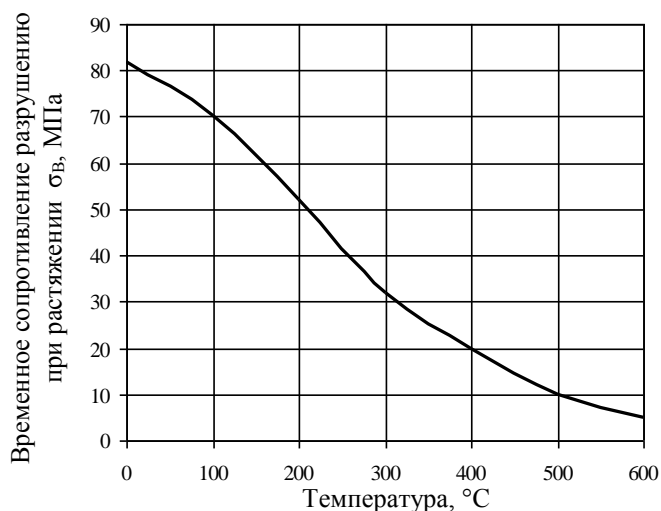


Рис. 1.3. Изменение механических свойств алюминия марки А5 при высоких температурах. Исходный материал – прутки Ø28 мм, отожженные при температуре 550°С в течение 6 ч

В литом состоянии алюминий имеет крупнозернистую столбчатую структуру. Образование крупнозернистой ориентированной структуры в слитках является причиной возникновения межкристаллитных трещин при литье и обработке и порождает анизотропию свойств в литом металле. Для получения равномерной мелкозернистой структуры в алюминий вводят микродобавки тугоплавких элементов – тантала, титана, циркония, бора и др.

1. 2. Влияние примесей и газов на свойства алюминия

Чистота алюминия имеет важное значение, так как примеси оказывают значительное влияние на электрические, коррозионные и технологические свойства технического алюминия. Электро- и теплопроводность алюминия понижаются при легировании его различными металлами. Наиболее сильно снижают электропроводность алюминия добавки марганца, хрома и ванадия, затем магния, серебра и меди и в меньшей степени – железа, кремния и никеля. На рис. 1.4 – 1.6 показано влияние некоторых примесей и добавок на электро- и теплопроводность алюминия.

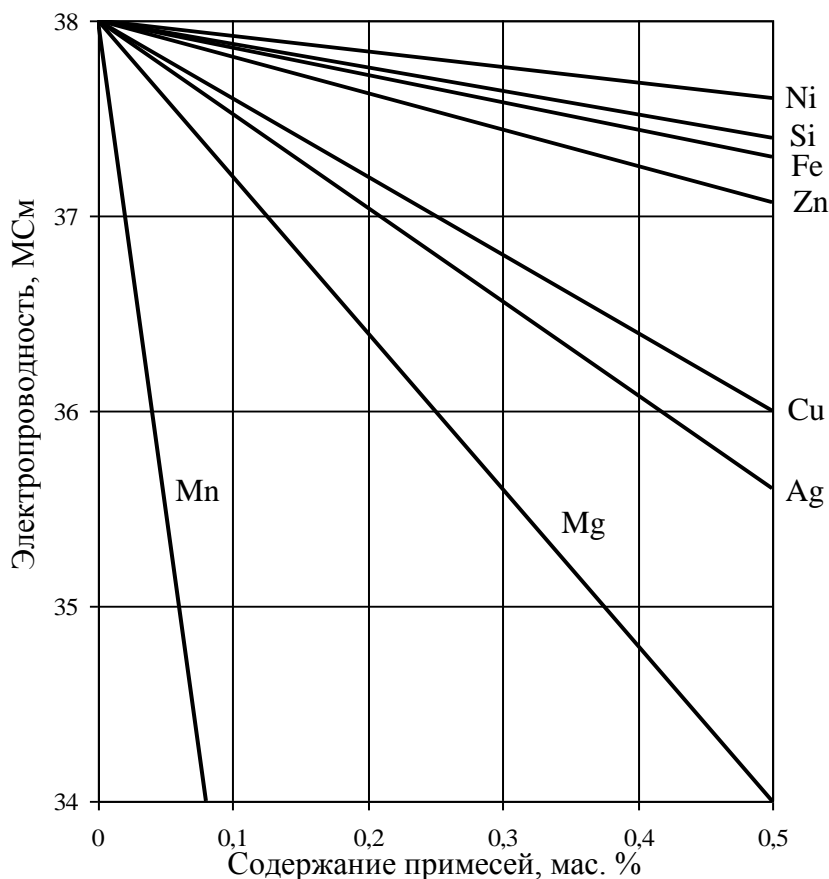


Рис. 1.4. Влияние содержания примесей на электропроводность алюминия

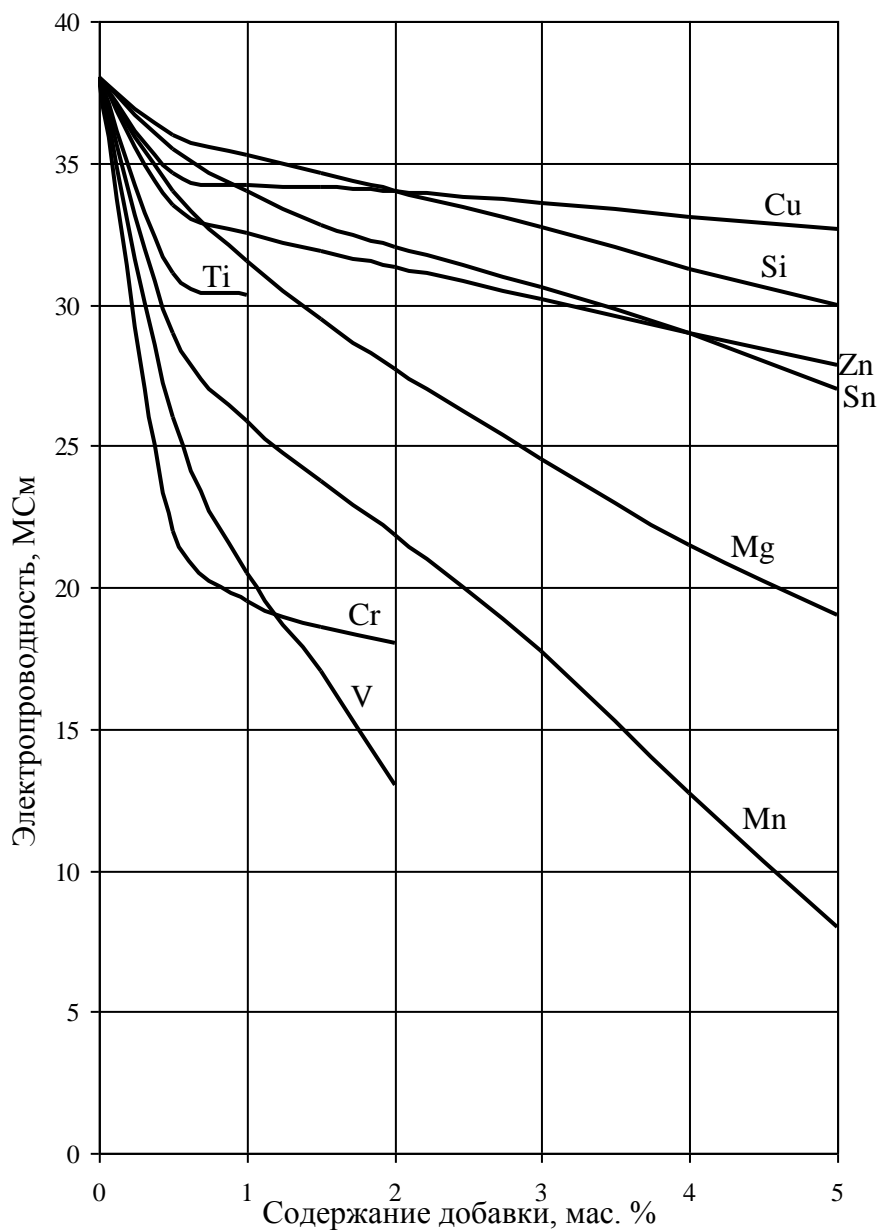


Рис. 1.5. Влияние содержания добавок на электропроводность алюминия

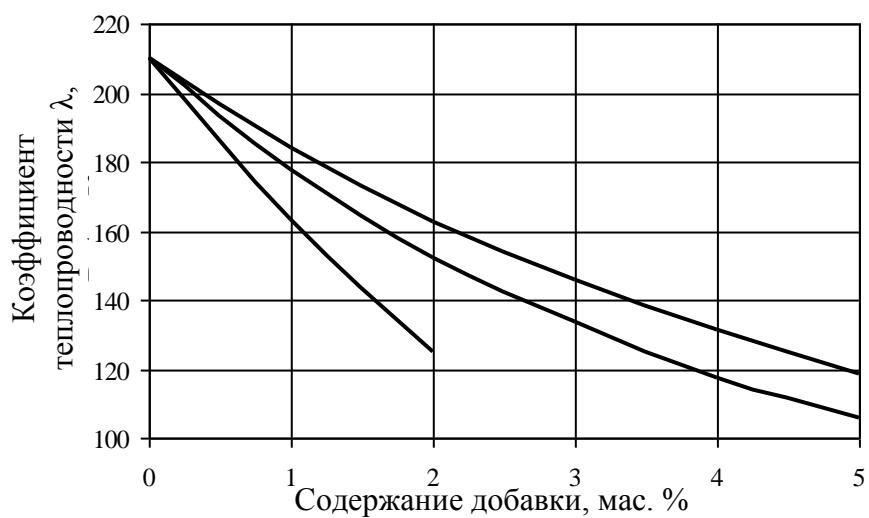


Рис. 1.6. Влияние содержания добавок на теплопроводность алюминия

Основными примесями в техническом алюминии являются железо и кремний. Железо незначительно растворяется в алюминии в твердом состоянии. При эвтектической температуре 655°C растворимость железа достигает 0,052 мас. % и с понижением температуры граница α -твердого раствора резко сдвигается в сторону алюминия. Железо в алюминии присутствует в виде самостоятельной фазы Al_3Fe и является вредной примесью в алюминии, а также в сплавах алюминия с кремнием и магнием. Оно снижает коррозионную стойкость алюминия и заметно уменьшает его электропроводность и пластичность, но несколько повышает прочностные характеристики. Однако в жаропрочных алюминиевых сплавах железо в сочетании с никелем является полезным.

Кремний является обычной примесью в алюминии. В сплавах на основе алюминия кремний наряду с медью, магнием, цинком, а также марганцем, никелем и хромом вводится в качестве основного компонента. Образующиеся при этом соединения CuAl_2 , Mg_2Si , CuMgAl_2 и др. являются эффективными упрочнителями алюминиевых сплавов. Кремний растворяется в алюминии при эвтектической температуре 577°C до 1,65 мас. %. С понижением температуры область α -твердого раствора резко сужается и при комнатной температуре в твердом алюминии растворяется до 0,05 мас. % кремния. При содержании кремния в алюминии выше 0,05 мас. % в его структуре по границам зерен появляются хрупкие выделения кремния в виде иглообразных кристаллов. На механические и физико-химические свойства алюминия кремний влияет так же, как и железо.

Водород значительно растворим в алюминии, особенно в расплавленном состоянии. При комнатной температуре его растворимость в алюминии составляет $0,036 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, при температуре 700°C – $0,15 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, 900°C – $1,48 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, 1000°C – $3,0 \text{ см}^3/100 \text{ г}$. Водород оказывает отрицательное влияние на качество изделий из алюминия, поскольку вызывает образование газовой пористости.

Водяной пар, диссоциирующий при температуре 500°C и выше, также оказывает на алюминий вредное влияние, поскольку приводит к интенсивному его окислению и насыщению водородом. Азот, монооксид углерода, углекислый и сернистый газы при высоких температурах могут вступать в реакцию с алюминием с образованием тугоплавких соединений, которые ухудшают свойства алюминия. Алюминий очень активно реагирует с алюминием с образованием амфотерного тугоплавкого оксида Al_2O_3 , который является основным неметаллическим включением в алюминии и его сплавах. Кроме того, алюминий очень активно реагирует с галогенами.

1. 3. Коррозионные свойства алюминия

Алюминий и его сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью в атмосферных условиях. Сернистый газ, сероводород, аммиак и другие газы, присутствующие в атмосфере вблизи промышленных предприятий, не оказывают заметного влияния на коррозию алюминия и его сплавов. Алюминий практически не корродирует в дистиллированной и чистой пресной воде даже при высоких температурах (до 180°C). Действие водяного пара на алюминий и его сплавы также незначительно. Однако если в воде содержатся примеси щелочей, скорость коррозии алюминия резко повышается. Скорость коррозии алюминия при комнатной температуре в воде, содержащей 0,1% NaOH, равна 16 мм/год. Скорость коррозии алюминия возрастает в присутствии в воде солей ртути, меди или ионов хлора, разрушающих защитную оксидную пленку на поверхности алюминия. Сернокислые нейтральные соли магния, натрия и аммония практически не действуют на технический алюминий.

Неорганические кислоты сильно действуют на алюминий и его сплавы. Однако в концентрированных кислотах при комнатной температуре алюминий и его сплавы устойчивы, но быстро разрушаются в разбавленных кислотах (рис. 1.7).

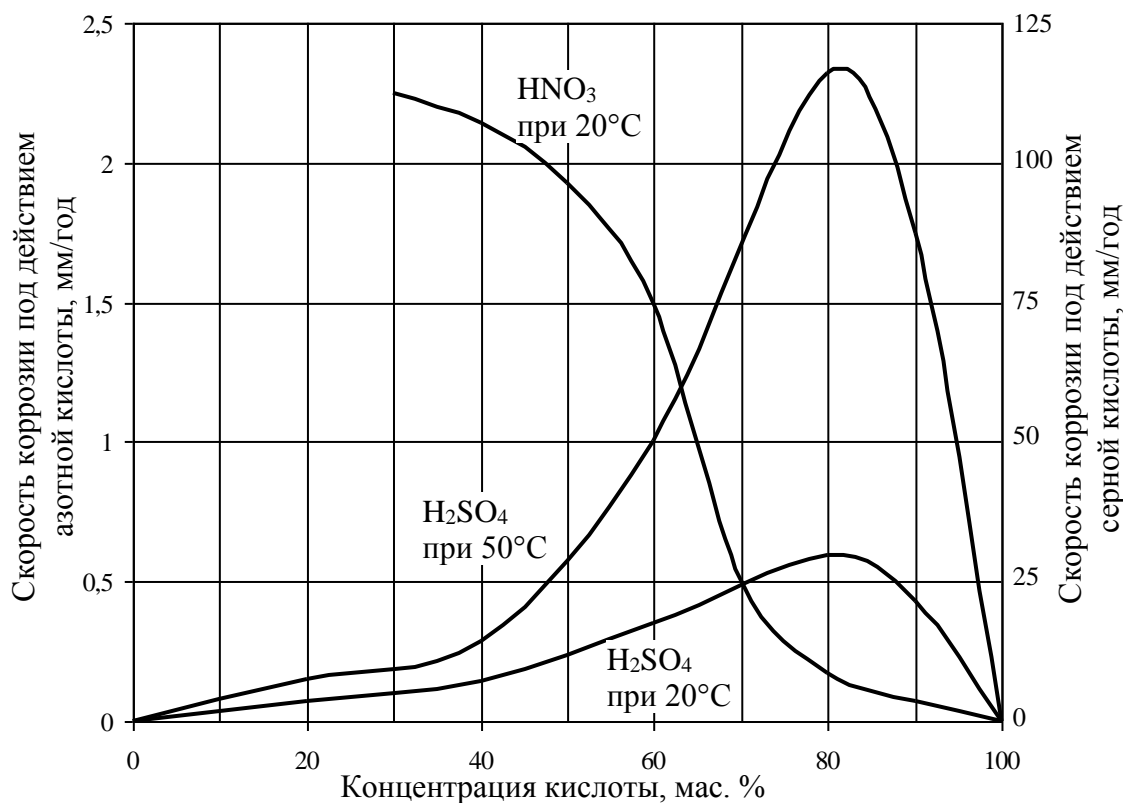


Рис. 1.7. Зависимость скорости коррозии алюминия в азотной и серной кислотах от их концентрации и температуры

Слабые растворы серной кислоты (концентрацией до 10%) при комнатной температуре незначительно влияют на технический алюминий, но с повышением концентрации и температуры скорость коррозии резко возрастает. В 100% серной кислоте алюминий практически устойчив. Соляная кислота быстро разрушает алюминий и его сплавы, особенно с повышением температуры. Такое же действие на алюминий оказывают растворы плавиковой и бромоводородной кислот. Слабые растворы фосфорной (менее 1%), хромовой (до 10%) и борной кислот (при всех концентрациях) на алюминий и его сплавы действуют незначительно. Органические кислоты: уксусная, лимонная, винная, яблочная слабо влияют на алюминий и его сплавы. Алюминий и его сплавы быстро разрушаются в растворах едких щелочей, однако в растворах аммиака он устойчив. Алюминий в контакте с большинством технических металлов и сплавов, являющихся более благородными по ряду напряжений, будет служить анодом, и, следовательно, коррозия его в электролитах будет прогрессировать.

2. СИСТЕМЫ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Для получения требуемых механических и технологических свойств алюминий дополнительно легируют различными элементами, из которых наиболее значимы медь, магний, марганец, кремний, железо, цинк, титан, бор, никель, свинец, хром и цирконий. В последнее время стали вводить литий, скандий, серебро и др. Кроме вышеуказанных элементов, в алюминиевых сплавах могут присутствовать еще около десятка различных легирующих элементов.

В зависимости от способа получения изделия или полуфабриката алюминиевые сплавы можно разделить на две группы: 1) деформируемые; 2) литейные.

Деформируемые алюминиевые сплавы используют для производства полуфабрикатов методами обработки металла давлением (прокатка, прессование, ковка и др.).

Литейные сплавы предназначены для изготовления фасонных отливок.

Кроме того, методом порошковой и гранульной металлургии изготавливают спеченные порошки (САП) и спеченные алюминиевые сплавы (САС). Заготовки, полученные этими методами, впоследствии подвергают обработке давлением, поэтому порошковые и гранульные алюминиевые сплавы следует рассматривать как разновидность деформируемых сплавов.

Деформируемые и литейные сплавы можно разделить на термически упрочняемые и термически неупрочняемые (рис. 2.1). Термическое упрочнение может достигаться закалкой с последующим естественным или искусственным старением.

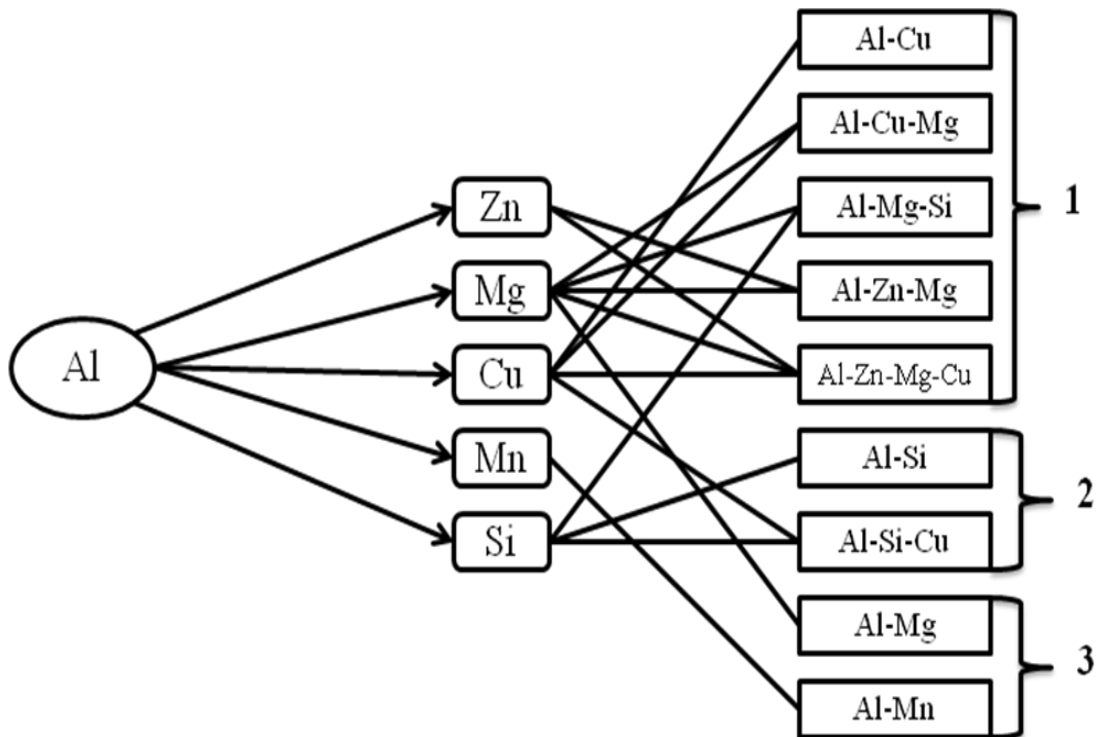


Рис. 2.1. Классификация систем алюминиевых сплавов: 1 – сплавы, упрочняющиеся при старении; 2 – литейные сплавы (не упрочняются при термической обработке); 3 – термически неупрочняемые сплавы

Легирующие элементы вводят в алюминий для повышения прочности, хотя улучшение других свойств также 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).

Необходимо отметить, что только у девяти элементов максимальная растворимость в твердом алюминии составляет более 1%: Mg, Cu, Si, Zn, Mn, Li, Ag, Ga и Ge.

2. 1. Влияние добавок легирующих элементов на свойства алюминия

Плотность. Магний, литий и кремний снижают плотность алюминиевых сплавов, а хром, медь, железо, марганец, никель, титан и цинк повышают ее. Зависимость плотности сплава от его состава обычно носит почти линейный характер, что позволяет достаточно точно определить расчетную плотность как сумму плотностей каждого из элементов. Металлы, растворяющиеся в твердом 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.

Термическое расширение. Это явление обратимого изменения размеров, связанное с изменением температуры. Изменение коэффициента термического расширения при введении в алюминий добавок Al_2O_3 , Cu, Fe, Mg, Ni, Si или Zn носит почти линейный характер. Магний и цинк увеличивают коэффициент термического расширения, в то время как другие добавки снижают его.

Электропроводность и электросопротивление. Электропроводность, представляющая собой величину, обратную электросопротивлению, особенно точно отражает изменение химического состава и состояния термообработки. Все известные металлические добавки снижают электропроводность алюминия, притом в большей степени, если они входят в твердый раствор. Марганец является ярким примером такого влияния. Также существенно на электросопротивление алюминия влияние добавок хрома, железа, лития, титана и ванадия. Изменение удельного электросопротивления 99,996% Al с температурой составляет примерно $0,0115 \text{ мкОм}\cdot\text{см}/^\circ\text{C}$ в интервале от 160 до 300°C .

Магнитная восприимчивость. Зависит от магнитных характеристик алюминиевых сплавов, количества легирующих элементов и формы, в которой они присутствуют. 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). 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. Легирующие добавки лишь косвенно влияют на эти характеристики. Но хотя легирующие 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. Отражательная способность излучения видимой части спектра в отличие от полного отражения белого света может быть повышена путем полировки и уменьшения шероховатости поверхности.

Поверхностное натяжение. Истинное поверхностное натяжение расплавленного алюминия трудно измерить из-за погрешности, связанной с образованием очень тонкой окисной пленки на поверхности алюминия даже в строго контролируемых условиях с использованием высокого вакуума или инертной атмосферы. 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. Легирующие добавки в алюминии могут понижать, повышать поверхностное натяжение или практически не влиять на него. Висмут, кальций, литий, магний, свинец, сурьма и олово значительно снижают поверхностное натяжение алюминия чистотой 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. Вязкость служит также мерой оценки влияния легирующих добавок на жидкотекучесть алюминия. При 700°C медь, железо и титан увеличивают вязкость, цинк слабо влияет на эту характеристику, а магний и кремний уменьшают вязкость алюминия. Во всех случаях вязкость снижается с повышением температуры.

Удельная теплоемкость. Алюминий имеет относительно высокую удельную теплоемкость по сравнению с другими металлами. Удельная теплоемкость алюминия увеличивается почти линейно с повышением температуры от комнатной до точки плавления. Предполагают, что удельная теплоемкость алюминия мало изменяется с температурой в присутствии нерастворимых фаз.

Модуль упругости. Статический модуль упругости (модуль Юнга) алюминиевых сплавов зависит от состава сплава. Увеличение модуля Юнга алюминия вызывают добавки бериллия, кобальта, марганца, никеля, кремния и лития. Магний, цинк, кремний и медь снижают динамический модуль упругости алюминия в убывающей последовательности от магния к меди, исходя из атомных процентов.

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.

Вязкость разрушения. Принято считать, что разрушение хрупких частиц кристаллизационного происхождения способствует образованию трещины и снижает вязкость разрушения. 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, главным образом основана на применении более чистого исходного алюминия, чем в сплавах 7075 и 2024. Аналогичным образом на вязкость разрушения высокопрочных сплавов влияют частично растворимые выделения.

Усталостные характеристики и скорость роста трещины усталости (СРТУ). 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.

Обрабатываемость 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.

2. 2. Основные легирующие элементы и примеси

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 ppm. 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. 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.

Ванадий. Поскольку он снижает электропроводность, в сплавах, предназначенных для электрокабелей, стремятся к образованию выделений соединений ванадия с бором. 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–Mg–Si. Небольшие добавки висмута (20...200 ppm) 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. 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. Его наличие может привести к межкристаллитному разрушению.

Железо. 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. Железо уменьшает размер зерна в деформированных полуфабрикатах. Его добавляют в сплавы системы Al–Cu–Ni для повышения прочности при повышенных температурах. В высокопрочных сплавах очень важно контролировать содержание железа, так как оно оказывает существенное влияние на трещинообразование при литье.

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.

Кадмий. 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. 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. При очень малых содержаниях кальция (10 ppm) увеличивается склонность расплавленных алюминиевых сплавов к насыщению водородом.

Кобальт. Не является широко используемой добавкой в алюминиевых сплавах. Сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu, легированные кобальтом в количестве 0,2...1,9%, получают методом порошковой металлургии.

Кремний. В деформируемых сплавах кремний используют вместе с магнием в количестве до 1,5% для образования фазы Mg_2Si в термически обрабатываемых сплавах серии 6XXX. 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. Кремний в количестве 0,5...4% уменьшает склонность к трещинообразованию в сплавах системы Al–Cu–Mg. Для систем Al–Zn–Mg и Al–Zn–Mg–Cu особенно важно поддерживать определенное соотношение Fe/Si для уменьшения склонности данных сплавов к трещинообразованию при литье.

Литий. При содержании менее 5 ppm он может вызывать коррозионные поражения на алюминиевой фольге (в виде голубой дымки) во влажной атмосфере. Двойные Al–Li сплавы упрочняются старением, но они не нашли промышленного применения. Представляют интерес, в частности, сплавы системы Al–Mg–Li, прочность которых в термически обработанном состоянии сравнима с прочностью традиционно используемых в авиации алюминиевых сплавов. 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. Он 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%. 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. 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. Добавки марганца в количестве до 0,75% в литейные сплавы системы Al–Mg повышают твердость, снижают пластичность и оказывают незначительное влияние на коррозионную стойкость. Основными преимуществами добавок марганца являются, во-первых, более однородное распределение по объему магниевой фазы и, во-вторых – необходимо меньшее содержание магния для достижения заданного уровня прочности и стабильности сплава при наличии марганца. 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 понижении температуры. Упрочнение при

старении происходит за счет образования зон Гинье-Престона и очень дисперсных выделений.

Марганец. Снижает электросопротивление алюминия. Марганец увеличивает прочность сплава либо посредством упрочнения твердого раствора, либо путем образования дисперсных интерметаллических фаз без снижения коррозионной стойкости. В качестве добавки марганец используется для повышения прочности и регулирования микроструктуры. 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 является основным легирующим элементом в сплавах серии 3XXX, где он присутствует либо один, либо вместе с магнием.

Медь. Как литейные, так и деформируемые сплавы системы Al–Cu 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. Промышленное применение нашли только несколько двойных Al–Cu сплавов. Большинство промышленных сплавов содержит другие легирующие элементы. Введение магния в сплавы Al–Cu приводит к значительному эффекту упрочнения в результате естественного старения после закалки. У ряда деформируемых сплавов системы Al–Cu–Mg повышение прочности при естественном старении сочетается с высокой пластичностью. Железо даже при небольшой концентрации (около 0,5%) снижает прочностные свойства в термически обработанном состоянии. 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. Сплавы, содержащие марганец, образуют наиболее важную группу промышленных

высокопрочных деформируемых сплавов системы Al–Cu–Mg. Легирование кобальтом, хромом или молибденом деформируемого сплава Al – 4% Cu – 0,5% Mg повышает его прочностные свойства в термически обработанном состоянии, но не дает преимуществ по сравнению с добавкой марганца. Для повышения температуры рекристаллизации в деформируемые сплавы системы Al–Cu вводят небольшие добавки некоторых элементов (Mn, Ti, V, Zr). Сплавы с указанными добавками сохраняют высокие свойства при повышенных температурах, имеют хорошие технологические, литейные и сварочные характеристики.

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).

Никель. Растворимость никеля в твердом алюминии не превышает 0,04%. 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. В некоторых случаях он является желательной добавкой (вместе с железом), поскольку улучшает коррозионную стойкость сплавов при высоких давлениях.

Ниобий. Обычно играет роль рафинирующей добавки, но этот эффект незначителен.

Олово. При небольших концентрациях олова (0,05%) заметно увеличивается эффект искусственного старения в сплавах после закалки, в результате чего повышается прочность и улучшается коррозионная стойкость. 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.

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. Пары ртути токсичны.

Свинец. 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 ppm.

Серебро. Имеет очень высокую растворимость в твердом алюминии. Небольшие добавки серебра (0,1...0,6%) эффективны для повышения прочности и сопротивления коррозионному растрескиванию под напряжением сплавов Al–Zn–Mg, а также алюминиево-литиевых сплавов.

Стронций. В алюминии промышленной чистоты обнаруживают следы стронция (0,01...0,1 ppm).

Сурьма. Присутствует в промышленном первичном алюминии в виде следов (0,01...0,1 ppm). Сурьму можно использовать вместо висмута для предотвращения горячих трещин в сплавах Al–Mg.

Титан. Присутствует в количестве от 10 до 100 ppm 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. Эффект модифицирования сохраняется и усиливается при введении бора.

Углерод. Как примесь редко встречается в алюминии в виде оксикарбидов или карбидов, среди которых наиболее распространенный Al₄C₃; однако при наличии таких примесей, как титан, возможно образование карбидов.

Фосфор. Его растворимость в жидком алюминии очень мала (~0,01% при температуре 660°C) и еще меньше в твердом.

Хром. Как примесь присутствует в алюминии в количестве от 5 до 50 ppm. Он оказывает значительное влияние на электросопротивление. 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. Хром имеет малую скорость диффузии и образует мелкодисперсные выделения в деформированных полуфабрикатах, которые препятствуют образованию и росту зерен при рекристаллизации. 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 алюминиевые сплавы в основном в виде мишметалла (смесь редкоземельных металлов, содержащая 50...60% Ce), что позволяет улучшить литейные свойства. Установлено, что в сплавах с содержанием железа >0,7% добавка церия изменяет форму игольчатых выделений FeAl₃.

Цинк. Легирование алюминия только одним цинком не приводит к улучшению литейных свойств. У деформируемых сплавов имеет место некоторое повышение прочности в термически обработанном состоянии. Присутствие цинка в алюминии вызывает повышение его потенциала растворения, благодаря чему двойные сплавы применяют в качестве защитной плакировки (сплав 7072) и для протекторных анодов. Введение магния в сплавы Al–Zn приводит к значительному повышению прочности этой системы, особенно при концентрации цинка от 3 до 7,5%. Магний и цинк образуют фазу MgZn₂, которая существенно повышает способность сплавов подвергаться упрочняющей термообработке по сравнению с двойными сплавами Al–Zn. С другой стороны, увеличение концентрации цинка и магния снижает общую коррозионную стойкость алюминия.

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 (сплавы Al–Zn–Mg–Cu);
- корректировкой величины отношения концентрации цинка к магнию, близкой к соотношению 3:1.

Легирование медью сплавов системы Al–Zn–Mg совместно с хромом и марганцем привело к созданию наиболее высокопрочных промышленных алюминиевых сплавов. 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.

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. Цирконий ослабляет модифицирующее действие титана и бора, что вызывает необходимость введения титана и бора в больших количествах в сплавах с цирконием.

Все применяемые в промышленности алюминиевые сплавы, как деформируемые, так и литейные, можно классифицировать по системам, в которых основные легирующие элементы будут определять физические и другие типичные свойства. Общность свойств сплавов одной системы определяется общностью фазового состава. Различные добавки, вводимые в сплавы одной системы, придают им новые свойства, но не изменяют свойства основной системы. Несколько обособленно к этой классификации относятся сплавы, легированные литием. Добавка лития в системы Al–Cu и Al–Mg резко изменяет их фазовый состав.

Химический состав основных отечественных алюминиевых сплавов, применяемых в промышленности, соответствует требованиям ГОСТ 4784–97 «Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые» и ГОСТ 1583–93 «Сплавы алюминиевые литейные».

2. 3. Характеристика систем сплавов

Технический алюминий. Из технического алюминия изготавливают листы, прутки, трубы, профили и проволоку, но производство листов составляет около 70% всей листовой продукции, выпускаемой металлургическими предприятиями по обработке алюминиевых сплавов. Основные примеси в алюминии – железо и кремний.

Промышленные сплавы АД00, АД0, АД1 и другие являются, как правило, тройными сплавами системы Al–Fe–Si, в которой образуются два тройных интерметаллических соединения α (Al–Fe–Si) и β (Al–Fe–Si). Соединения α (Al–Fe–Si) и β (Al–Fe–Si) практически нерастворимы в алюминии, обладают высокой хрупкостью и снижают коррозионную стойкость алюминия и его пластичность. Размер этих выделений уменьшается с увеличением скорости охлаждения.

Алюминиевые сплавы, применяемые в промышленности, содержат обычно две фазовые составляющие: Al + Si и Al + α (Al–Fe–Si), а фазы Al + β (Al–Fe–Si) и Al–Al₃Fe очень редко присутствуют вместе с первыми фазами. Свободный кремний при этом существенно влияет на литейные свойства сплавов.

Примесь марганца в первичном алюминии ничтожна, она появляется при получении сплавов с применением отходов обрабатывающих цехов. Это особенно важно для листовых полуфабрикатов. Примесь марганца в количестве примерно 0,05% служит причиной появления аномально крупного зерна в отожженных листах алюминия, что обусловлено малой скоростью диффузии марганца в алюминии. Неоднородность, вызванная внутридендритной ликвацией марганца, сохраняется в процессе обработки, что и определяет высокую склонность к росту зерна, которая устраняется гомогенизацией слитков перед прокаткой.

Железо уменьшает горячеломкость алюминия, облегчает получение мелкого рекристаллизованного зерна.

В процессе внутридендритной ликвации в техническом алюминии участвует главным образом кремний, так как его растворимость в алюминии заметна, а железо практически нерастворимо. Железо, связывая кремний в нерастворимое соединение, уменьшает количество растворяющегося кремния и тем самым уменьшает степень ликвации, что создает большую химическую однородность твердого раствора. К такому же эффекту приводит и выравнивающая диффузия при гомогенизации.

Сплавы системы Al–Mn. Сплавы системы Al–Mn достаточно широко применяют в промышленности, так как они обладают повышенной по сравнению с алюминием прочностью, высокой пластичностью и технологичностью, высокой коррозионной стойкостью, хорошей свариваемостью. Из сплавов этой системы получают в основном листовую продукцию, а также трубы. Деформированные полуфабрикаты из сплавов системы Al–Mn выпускают в мягком (М) и полунагартованном (П) состояниях. Ниже приведены механические свойства листов из сплава АМц:

	АМцМ	АМцП
σ_b , МПа	130	160
$\sigma_{0,2}$, МПа	50	130
δ , %	23	10
НВ	30	40

Марганец образует с алюминием два соединения: Al_4Mn и Al_6Mn . При быстром охлаждении сплава вместо соединения Al_6Mn кристаллизуется соединение Al_4Mn , которое при последующих нагревах переходит в стабильное соединение Al_6Mn . Соединение Al_6Mn совместно с алюминием дают эвтектику, содержащую 1,95% Mn, кристаллизующуюся при температуре $658,5^\circ\text{C}$ (рис. 2.2).

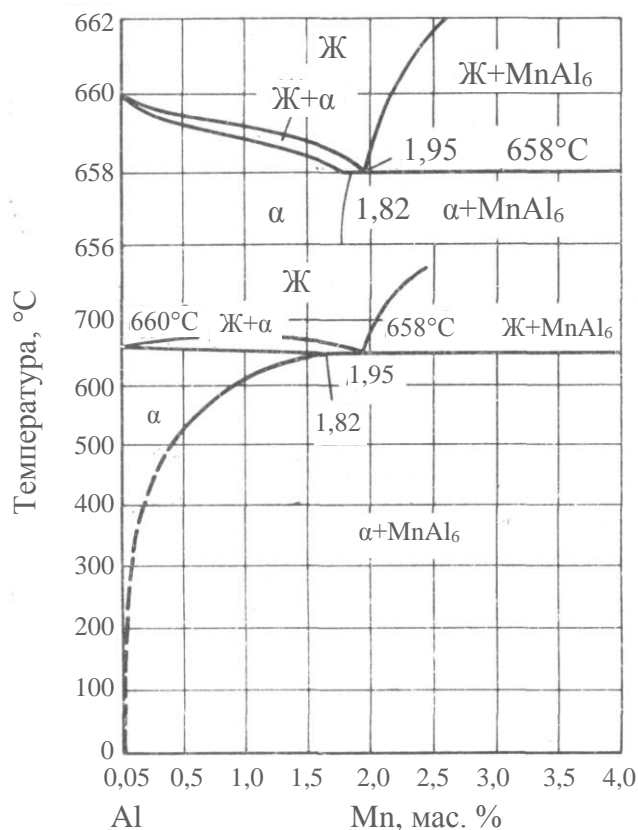


Рис. 2.2. Диаграмма состояния системы Al-Mn

Промышленный сплав системы Al-Mn (АМц) содержит 1,0...1,6% марганца и определенное количества железа и кремния. Следует отметить, что кремний сильно уменьшает растворимость марганца в алюминии. В чистом алюминии при температуре 500°C растворяется 0,4% Mn, а в алюминии с 0,1% Fe и 0,65% Si – всего 0,05% Mn.

Соединение Al_6Mn может растворять в себе значительные количества железа. Этот раствор обозначают как $\text{Al}_6(\text{MnFe})$. Атомы железа при растворении в Al_6Mn замещают атомы марганца. Максимальная растворимость железа в соединении соответствует половинному замещению, т. е. формуле $\text{Al}_6\text{Mn}_{1/2}\text{Fe}_{1/2}$. Марганец в соединении Al_3Fe растворяется в меньших количествах.

Фаза $Al_6(MnFe)$ кристаллизуется в форме крупных пластинчатых кристаллов, которые резко ухудшают литейные и механические свойства сплавов, затрудняют их обработку давлением.

В сплавах Al–Mn с добавками кремния наряду с кристаллами Al_6Mn и Si может быть тройная фаза, которая представляет собой твердый раствор на основе соединения $Al_{10}Mn_2Si$. Фаза T образует скелетообразные кристаллы. При одновременном содержании железа и кремния в сплавах Al–Mn могут также образоваться фазы α (AlFeSi), AlMnSiFe.

Малая скорость диффузии марганца в алюминии и значительное различие в составе соприкасающихся фаз при кристаллизации приводят к сильно выраженной внутريدендритной ликвации.

Величину рекристаллизованного зерна можно уменьшить быстрым нагревом нагартованного материала до температуры рекристаллизации или гомогенизацией слитка, выравнивающей распределение марганца по зерну, а также оптимальным легированием совместной добавкой титана и бора, что приводит к измельчению рекристаллизованного зерна.

Сплавы системы Al–Mg. В системе Al–Mg образуются несколько интерметаллических соединений. Наиболее близкое к алюминию соединение $\beta(Al_3Mg_2)$ дает с твердым раствором на основе алюминия эвтектическую реакцию при температуре $450^\circ C$ (рис. 2.3).

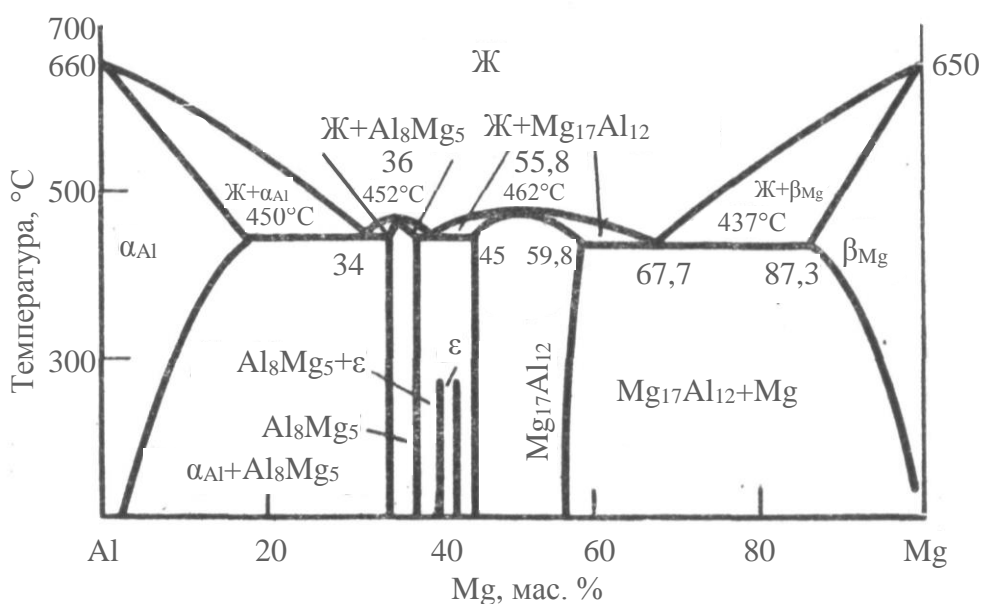


Рис. 2. 3. Диаграмма состояния системы Al–Mg

Сплавы системы Al–Mg, за исключением AlMg₁, дополнительно легируют марганцем, который может давать с алюминием соединение Al₆Mn. Промышленные сплавы содержат кремний, в связи с чем в их структуре может присутствовать силицид магния Mg₂Si. При содержании в сплавах железа, марганца и кремния возможно образование соединения AlFeSiMn.

Магний существенно упрочняет алюминий. Каждый процент магния повышает прочность алюминия примерно на 30 МПа. Относительное удлинение сохраняется достаточно высоким при содержании магния до 11...12%. Сплавы, содержащие до 8% Mg, термически не упрочняются. Лишь при содержании более 8% Mg сплавы системы Al–Mg упрочняются в результате термической обработки. Однако деформируемые сплавы со столь высоким содержанием магния не применяют. При концентрации магния более 6% резко ухудшается коррозионная стойкость, сплавы становятся склонными к коррозии под напряжением.

Сплавы системы Al–Mg применяют для изготовления сварных конструкций. Для улучшения механических свойств сплавы этой системы дополнительно легируют марганцем, хромом, титаном и ванадием. Добавка в эти сплавы 0,3...0,5% Mn или 0,1...0,2% Cr способствует увеличению прочности на 20...25 МПа.

Небольшие количества ванадия или титана позволяют улучшить свариваемость сплавов. Эти элементы, способствуя измельчению зерна в слитке и равномерному выделению β-фазы, в большей степени уменьшают склонность сплавов к образованию трещин при сварке и улучшают свойства сварных соединений. Большое влияние на свойства сплавов системы Al–Mg оказывают малые количества натрия (тысячные доли процента). Натрий может переходить в металл при плавке из криолитсодержащих флюсов и из первичного алюминия. Растворимость натрия в жидком и твердом алюминии практически равна нулю. При кристаллизации натрий оттесняется растущими ветвями дендритов алюминия в междендритные пространства, которые сильно обогащаются натрием. На границах дендритов возникают прослойки из чистого натрия с температурой плавления 96°C, поэтому сплавы с содержанием натрия 10...15 ppm очень склонны к горячеломкости, которая исключается при концентрации натрия менее 5 ppm.

Медь несколько повышает прочностные свойства сплавов, но существенно снижает коррозионную стойкость, поэтому содержание меди в сплавах типа АМг не должно превышать 0,05...0,1%.

Небольшие добавки цинка (0,4...0,8%) несколько увеличивают предел текучести и сопротивление сплавов коррозии под напряжением.

Для сплавов системы Al–Mg характерно сочетание удовлетворительной плотности, высокой пластичности, хорошей коррозионной стойкости и свариваемости. Все эти качества обусловили их широкое применение для сварных конструкций. Особенно велико значение сплава АМгб как наиболее прочного из термически неупрочняемых сплавов.

Сплавы системы Al–Cu. Медь – основной легирующий элемент в большинстве алюминиевых сплавов. Со стороны алюминия диаграмма состояния Al–Cu относится к эвтектическому типу, причем эвтектика образуется при температуре 548°С и концентрации меди 33% (рис. 2.4).

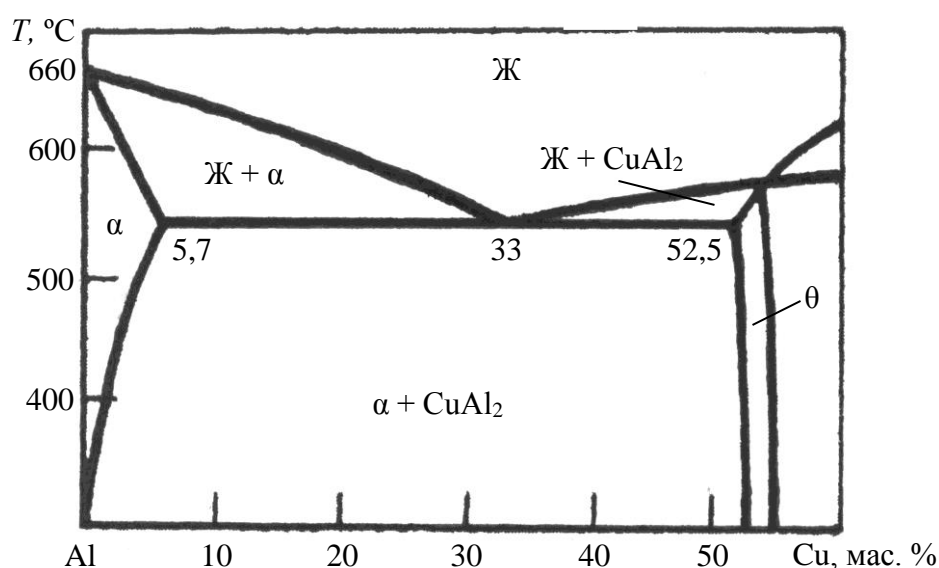


Рис. 2. 4. Диаграмма системы Al-Cu

Эвтектика состоит из алюминия и фазы CuAl₂, появляющейся со стороны алюминия. Фаза CuAl₂ кристаллизуется непосредственно из расплава, а не образуется по перитектической реакции. Благоприятной оказалась добавка марганца и титана, что позволило разработать жаропрочные сплавы (сплавы Д20 и 1201). Добавка меди повышает жаропрочность сплавов, но оптимальна добавка 6...6,5% Cu; легирование сплава Al–6,5Cu добавкой 0,2...0,4% Mn значительно повышает предел длительной прочности при температуре 300°С до

70...80 МПа. Фазовый состав сплавов Д20 и 1201 (без учета добавок титана, ванадия и циркония): $\alpha + \theta$ (Al_2Cu) + T ($\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$), упрочняющая фаза – θ .

Сплавы системы Al–Cu–Mg. Сплавы этой группы получили название дуралюминов и стали родоначальниками большой группы сплавов, сыгравших огромную роль в развитии самолетостроения.

Дуралюмины являются многокомпонентными сплавами с весьма сложным фазовым составом. Основные фазовые области в системе Al–Cu–Mg: $\alpha + \theta$ (Al_2Cu); $\alpha + \theta$ (Al_2Cu) + S (Al_2CuMg); $\alpha + S$ (Al_2CuMg). Растворимость фаз θ и S с повышением температуры увеличивается, и нагрев дуралюминов до температуры 500°C приводит к полному или почти полному растворению интерметаллидных фаз в алюминии. В связи с присутствием в сплавах марганца при малых содержаниях железа и кремния образуется фаза T ($\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$) – продукт распада твердого раствора. Дисперсные включения марганцевой фазы T в дуралюминах положительно влияют на их свойства: обуславливают повышение температуры первичной рекристаллизации, затрудняют рост зерен при вторичной рекристаллизации и обеспечивают определенное повышение прочностных свойств и улучшение коррозионной стойкости.

На практике очень часто соотношение примесей железа и кремния в дуралюминах регулируют для улучшения их литейных свойств. Так, в сплаве Д1, в котором допускается наиболее высокое содержание примесей железа и кремния (до 0,7% каждой), обычно поддерживают некоторое превышение кремния над железом (0,5...0,6% Si, 0,3...0,4% Fe), а в сплаве Д16 при отливке круглых слитков диаметром более 600 мм содержание кремния составляет 0,06...0,08%, а железа – 0,10...0,13%.

Из сплава Д1 изготавливают листы, профили, трубы, проволоку, штамповки и поковки, из сплава Д16 – те же полуфабрикаты, кроме штамповок и поковок. Дуралюмины повышенной пластичности Д18 и В65 имеют узкое назначение – из них изготавливают заклепки. Из сплавов ВД17, Д19 и ВАД1 можно получать различные деформированные полуфабрикаты, предназначенные для работы при повышенных температурах, однако их пока применяют редко.

Сплавы системы Al–Zn–Mg. Из всех легирующих компонентов цинк и магний отличаются самой высокой растворимостью в алюминии при повышенных температурах, резко уменьшающейся при охлаждении.

Относительно низколегированные сплавы системы Al–Zn–Mg с суммарным содержанием Zn и Mg менее 6% имеют хорошую свариваемость. Пересыщенный твердый раствор может быть получен при малых скоростях охлаждения, например на воздухе, с высоких температур, а его упрочнение возможно в результате последующего старения (естественного или искусственного). Введение в сплавы малых добавок титана и циркония позволяет резко уменьшить образование трещин при сварке.

Типичным представителем этой группы сплавов является сплав 1915. Равновесный фазовый состав сплава 1915 (без учета тугоплавких компонентов и примесей): $\alpha + T$ ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$). Фаза T – упрочняющая, т.е. позволяющая упрочнять сплав термообработкой (закалкой и старением). Вместе с тем, хотя в сплаве 1915 нет фазы η (MgZn_2), при распаде твердого раствора во время старения фаза η образуется в качестве промежуточной.

Сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu. Сплавы системы Al–Zn–Mg склонны к коррозии под напряжением, поэтому для получения высокопрочных сплавов их стали легировать медью, которая повышает сопротивление сплавов коррозии.

Помимо твердого раствора алюминия, в сплавах этой системы содержатся фазы η (MgZn_2), T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) и S (Al_2CuMg). В фазе Γ растворяется определенное количество меди, причем по мере увеличения меди часть атомов цинка в этой фазе замещается атомами меди. Все три фазы являются упрочняющими при термообработке полуфабрикатов этих сплавов.

Добавки марганца и хрома влияют на структуру и механические свойства сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu так же, как на структуру и свойства рассмотренных сплавов системы Al–Zn–Mg.

Механизм влияния циркония на структуру и свойства алюминиевых сплавов имеет много общего с механизмом влияния марганца и хрома. Цирконий также образует с алюминием пересыщенный твердый раствор, который распадается при последующей обработке слитка (технологические нагревы, термообработка и т.д.) с выделением циркониевых интерметаллидов, причем более дисперсных, чем марганцевые и хромовые. Поэтому хотя равновесная растворимость циркония в алюминии меньше, чем марганца и хрома, его вводят в алюминиевые сплавы в меньших количествах (0,1...0,2%). Цирконий более интенсивно, чем другие переходные металлы, повышает

температуру рекристаллизации алюминиевых сплавов, приводит к сохранению нерекристаллизованной структуры в прессованных и других горячедеформированных изделиях после термообработки и тем самым обуславливает значительное структурное упрочнение. Добавки циркония препятствуют образованию крупнозернистых структур в деформированных полуфабрикатах.

В сплавах Al–Zn–Mg–Cu (Al–Zn–Mg) добавки переходных металлов, особенно хрома, помимо указанных выше особенностей влияния на структуру и механические свойства, эффективно повышают стойкость сплавов против коррозии под напряжением.

Из всех рассмотренных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu сплав В95 – наиболее универсальный конструкционный материал, из него изготавливают все виды деформированных полуфабрикатов: листы, плиты, профили, трубы, поковки, штамповки.

Сплав В96Ц – самый высоколегированный из всех деформируемых алюминиевых сплавов. По прочности при нормальной температуре он превосходит все алюминиевые сплавы, в том числе и сплав В95.

Пониженная пластичность сплава В96Ц, особенно при низких температурах, позволяет применять его только для производства горячедеформированных полуфабрикатов (профилей, труб, штамповок). По свариваемости сплав В96Ц также близок к сплаву В95: свариваемость при контактной сварке удовлетворительная, при сварке плавлением – плохая.

На основе системы Al–Zn–Mg–Cu разработаны самые прочные деформируемые алюминиевые сплавы для листов (В95), профилей (В95, В96Ц), поволоков и штамповок (В95, В93, В96Ц).

Сплавы системы Al–Mg–Si. Сплавы этой системы известны под названием авиаль (авиационный алюминий). Деформируемые сплавы системы Al–Mg–Si легированы в меньшей степени, чем дуралюмины; суммарное содержание легирующих компонентов в этих сплавах обычно колеблется в пределах от 1 до 2%. Промышленные сплавы системы Al–Mg–Si менее прочны, чем дуралюмины, но более пластичны и обладают лучшей коррозионной стойкостью.

Mg и Si характеризуются переменной растворимостью в твердом алюминии. В связи с очень малой растворимостью кремния в алюминии при низких температурах (200°C) все сплавы имеют в равновесных условиях гетерогенную структуру. Фазовый состав сплавов АВ и АД35 (без учета Mn, Cr и примесей): $\alpha + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Si}$, а сплавов АД31 и АД33: $\alpha + \text{Mg}_2\text{Si}$. При температуре 550°C все сплавы, за исключением АД35, гомогенны, т.е. фазы Mg_2Si и Si при нагреве полностью растворяются, что служит предпосылкой для упрочнения сплавов термообработкой. Упрочняющей фазой во всех сплавах является Mg_2Si .

Сплав АВ (так же, как и АД35) обладает максимальной среди сплавов Al–Mg–Si прочностью, подвержен межкристаллитной коррозии, которая связана с выделением избыточного кремния по границам зерен при искусственном старении.

Марганец и хром в сплавах системы Al–Mg–Si играют ту же роль, что и в других сплавах (магналии, дуралюмины). Они находятся в сплавах в виде довольно дисперсных интерметаллидных фаз [Al_6Mn , α (Al–Mg–Si), Al_7Cr] – продуктов распада пересыщенного твердого раствора этих компонентов в алюминии, который образуется при кристаллизации слитка.

Прессованные профили из сплава АД31 закаливаются при охлаждении на воздухе, что позволяет значительно упростить технологию производства прессованных профилей.

Закаленные сплавы системы Al–Mg–Si упрочняются при естественном и искусственном старении.

Сочетание достаточной прочности с высокой технологичностью и хорошей коррозионной стойкостью, удовлетворительная свариваемость, хорошее качество поверхности после анодирования делают сплавы системы Al–Mg–Si, особенно АД31, перспективными для использования в различных отраслях народного хозяйства (строительстве, транспортном машиностроении и т.д.).

Сплавы алюминия, дополнительно легированные литием. Литий является самым легким металлическим элементом, используемым для легирования промышленных алюминиевых сплавов, с удельным весом $\gamma=0,536$ г/см³. Добавка 1% Li в среднем снижает удельный вес алюминиевых сплавов на 3% и

одновременно повышает модуль упругости на 5...6%. Помимо малого удельного веса и повышенной жесткости Al–Li сплавы обладают высокими прочностными характеристиками и сопротивлением усталостным нагрузкам, а также хорошей коррозионной стойкостью и удовлетворительной свариваемостью. Обладая таким комплексом свойств, Al–Li сплавы являются уникальным конструкционным материалом для авиастроения. В 80-х гг. интерес к Al–Li сплавам был очень высок. Предполагалось, что в 90-х гг. Al–Li сплавы вытеснят из авиастроения традиционные алюминиевые сплавы типа Д16 и В95 (систем Al–Cu–Mg и Al–Zn–Mg–Cu).

Однако, несмотря на все достоинства Al–Li сплавов, на пути их практического использования возник ряд сложных научно-технических проблем. Часть проблем обусловлена высокой химической активностью лития, низкой теплопроводностью Al–Li сплавов и их склонностью к локализации деформации. Эти особенности усложняют технологический процесс производства деформированных полуфабрикатов, что в конечном итоге значительно увеличивает себестоимость полуфабрикатов. Вторая группа проблем связана с непосредственным использованием полуфабрикатов из Al–Li сплавов в авиастроении. Это проблемы термической стабильности, анизотропии механических свойств, локализации деформации, отклонения траектории движения усталостной трещины от прямой линии, низкой высотной пластичности и некоторые другие. Учитывая сложную природу Al–Li сплавов, решение этих вопросов является непростой научно-технической задачей.

В системе Al–Cu–Li растворимость меди и лития в алюминии с повышением температуры значительно возрастает, в равновесии с твердым раствором α , кроме двойных фаз θ (CuAl_2) и AlLi , находятся три трехкомпонентных химических соединения: T_B ($\text{Al}_{7,5}\text{Cu}_4\text{Li}$), T_1 (Al_2CuLi) и T_2 (Al_6CuLi_3).

Фаза T_1 по составу напоминает фазу S (Al_2CuMg) в системе Al–Cu–Mg. Поэтому можно предположить, что литий взаимодействует с алюминием и медью в какой-то мере аналогично магнию.

Фазовый состав сплава 1420 системы Al–Mg–Li: $\alpha + S(\text{Al–Mg–Li})$. Упрочняющими фазами при термообработке служат литиевые фазы S или AlLi .

Очень высокая окисляемость сплавов ВАД23 и 1420 при плавке и литье, пониженная пластичность в нагретом и особенно холодном состоянии потребовали разработки специальных технологических приемов и специального оборудования на металлургических заводах.

Сплавы ВАД23 и 1420 содержат легкоплавкие элементы, которые в большей или меньшей степени обогащают границы зерен, поэтому борьба с межкристаллитным разрушением и его влиянием на свойства (особенно поперечные) этих сплавов – особая проблема. Сплавы ВАД23 и 1420 характеризуются низкой коррозионной стойкостью.

Большое преимущество сплава 1420 по сравнению с другими алюминиевыми сплавами – малая плотность. У ранее рассмотренных сплавов она колеблется в пределах от 2,64 (для АМг6) до 2,89 г/см³ (для В96Ц). Плотность сплава 1420 – 2,5 г/см³. Так же как и сплавы системы Al–Mg, сплав 1420 к числу жаропрочных не относится. Коррозионная стойкость сплава 1420 пониженная, но к коррозии под напряжением он нечувствителен.

С целью повышения прочностных свойств, особенно предела текучести, предложены модификации сплава 1420 (1421 и 1423), которые дополнительно легированы скандием и различаются лишь содержанием магния.

Высокопрочные сплавы 1450 и 1451 системы Al–Cu–Li характеризуются высокой прочностью не только при комнатной, но и при повышенных температурах, а также обладают хорошей коррозионной стойкостью. При замене сплава В95 сплавами 1450 и 1451 (последний предназначен главным образом для изготовления листов) масса конструкции может снизиться на 8...10% при повышении жесткости до 10%. Высокой жаропрочностью при температурах до 225°С обладает сплав ВАД23, дополнительно содержащий марганец и кадмий.

Для замены сплавов типа Д16 на базе системы Al–Mg–Li–Cu разработаны сплавы 1430 и 1440 с более низкой (на ~ 8%) плотностью, повышенным (на 10%) модулем упругости и достаточно высокой трещиностойкостью. Сплав 1430 отличается от сплава 1440 повышенной (в 1,5...2 раза) пластичностью и несколько уступает ему по характеристикам малоциклового усталости.

Интенсивные работы по созданию алюминиево-литиевых сплавов велись также в США, Великобритании и Франции. В середине 1980-х годов появились

сплавы 2090 системы Al–Cu–Li, 2091 системы Al–Cu–Li–Mg, 8090 и 8091 системы Al–Li–Cu–Mg и публикация состава сплава Navalite системы Al–Mg–Li–Cu.

Сплавы 2090 (аналог отечественного сплава 1450) и 8091 предложены для замены высокопрочных сплавов типа 7075 (отечественные сплавы типа В95), по сравнению с которыми они имеют пониженную на 8...10% плотность и повышенный модуль упругости.

Сплавы 8090 (аналог отечественного сплава 1440), 2091 и Navalite (аналог сплава 1430) рекомендованы для замены сплавов средней прочности с повышенной трещиностойкостью типа 2024 и 2014 (типа Д16 и АК8), по сравнению с которыми они имеют пониженную (на ~ 8%) плотность и повышенный (на ~ 10%) модуль упругости.

2. 4. Принципы маркировки деформируемых алюминиевых сплавов

Для отечественных алюминиевых сплавов используются буквенно-цифровая и цифровая системы обозначений. В буквенно-цифровой маркировке не заложено какой-либо системы. Буквы могут символизировать основной легирующий компонент системы сплава: АМц (Al–Mn), АМг1, АМг2 (Al–Mg); назначение сплава: АК6, АК4–1 – алюминий ковочный; название сплава: АВ – авиаль, Д16 – дюралюминий, ВАД1, ВАД23 – ВИАМ, алюминиевый, деформируемый и т.д.

В конце шестидесятых годов была введена четырехзначная цифровая маркировка. Первая цифра обозначает основу сплава: алюминий и сплавы на его основе маркируют цифрой «1». Вторая цифра обозначает основной легирующий компонент или основные легирующие компоненты. Второй цифрой «0» обозначаются различные марки алюминия, спеченные алюминиевые сплавы (САС), различные сорта пеноалюминия. Цифрой «1» обозначают сплавы на основе системы Al–Cu–Mg; цифрой «2» – сплавы на основе системы Al–Cu, цифрой «3» – сплавы на основе системы Al–Mg–Si; цифрой «4» – сплавы на основе системы Al–Li, а также сплавы, легированные малорастворимыми компонентами, например, переходными металлами

(марганец, хром, цирконий); сплавы, замаркированные цифрой «5», базируются на системе Al–Mg и называются магналиями; сплавы на основе систем Al–Zn–Mg или Al–Zn–Mg–Cu обозначают цифрой «9». Цифры 6, 7 и 8 – резервные. Последние две цифры в цифровом обозначении алюминиевого сплава – это его порядковый номер.

Если сплав опытный и не используется в серийном производстве, то перед маркой ставят цифру «0» (01570, 01970) и маркировка становится пятизначной.

В настоящее время используются две системы обозначения алюминиевых сплавов: старая буквенно-цифровая, которой маркируют деформируемые алюминиевые сплавы, разработанные до 1970 года (хотя этим сплавам позднее была присвоена цифровая маркировка, но она не «прижилась»), и новая цифровая маркировка – для обозначения сплавов, разработанных после 1970 года.

Для указания состояния деформированных полуфабрикатов, изготавливаемых из алюминиевых сплавов, используется буквенно-цифровая система обозначений после марки сплава. Без обозначения – значит, без термической обработки:

М – мягкий отожженный;

Н – нагартованный;

НЗ – нагартованный на три четверти;

Н2 – нагартованный на одну вторую;

Н1 – нагартованный на одну четверть;

Т – закаленный и естественно состаренный;

Т1 – закаленный и искусственно состаренный на максимальную прочность;

Т2, Т3 – режимы искусственного старения, обеспечивающие перестаривание материала (режимы смягчающего искусственного старения);

Т5 – закалка полуфабрикатов с температуры окончания горячей обработки давлением и последующее искусственное старение на максимальную прочность;

T7 – закалка, усиленная правка растяжением (1,5–3 %) и искусственное старение на максимальную прочность.

В США принята единая цифровая, четырехзначная система обозначений деформируемых алюминиевых сплавов, введенная Алюминиевой ассоциацией (AA). Она является наиболее распространенной и используется в качестве международной. Первая цифра обозначения указывает на систему легирования, к которой относится сплав:

Алюминий чистотой 99,0 % и выше	1XXX
Система Al–Cu	2XXX
Система Al–Mn	3XXX
Система Al–Si	4XXX
Система Al–Mg	5XXX
Система Al–Mg–Si	6XXX
Система Al–Zn–Mg и Al–Zn–Mg–Cu	7XXX
Прочие системы легирования	8XXX

Вторая цифра обозначения указывает на порядковый номер модификации сплава относительно исходного сплава (в исходном – вторая цифра «0») или свидетельствует о чистоте сплава по примесям. Две последние цифры обозначают непосредственно сплав и дают информацию о его чистоте. Если сплав опытный, то ставят индекс «X» и маркировка становится пятизначной.

Число состояний поставки полуфабрикатов из алюминиевых сплавов в США составляет несколько сотен.

Система обозначений состояний распространяется на все виды полуфабрикатов из деформируемых алюминиевых сплавов, кроме слитков. Она основана на последовательности основных термических обработок для получения различных состояний. Обозначение состояний следует за обозначением сплава. Основное состояние обозначается буквой, а их разновидности – одной или несколькими цифрами после буквы. Могут быть некоторые различия при той же последовательности основных операций, обуславливающих различие в характеристиках, тогда вводятся дополнительные символы.

Обозначение основных состояний:

F – после изготовления;

O – отожженное;

H – нагартованное. За H всегда следуют две или более цифры. Первая цифра указывает на конкретную последовательность основных операций;

H1 – только нагартованное;

H2 – нагартованное и частично отожженное;

H3 – нагартованное и стабилизированное.

Цифры, следующие за H1, H2 и H3, указывают на степень нагартовки.

Цифра 8 обозначает состояние с пределом прочности, который достигается холодной прокаткой с обжатием (температура прокатки не превышает 50°C) 75% после полного отжига. Состояние между 0 (отожженное) и 8 обозначается цифрами от 1 до 7. Материал, имеющий предел прочности посередине между состояниями 0 и 8, обозначается цифрой 4; между 0 и 4 – цифрой 2; между 4 и 8 – цифрой 6. Цифрой 9 обозначается состояние, в котором предел прочности сплава превышает прочность в состоянии H8 минимум на 13 МПа. Для H-состояния с двузначным обозначением, где вторая цифра является дополнительной, стандартные значения предела прочности находятся точно посередине между прочностью двух соседних H-состояний.

Третий знак (цифра) указывает на некоторое отличие от состояния с двузначным обозначением;

W – закалка;

T – термическая обработка, приводящая к стабильному состоянию, отличному от F, O или H.

Цифры от 1 до 10 после T показывают конкретную последовательность основных термических обработок:

T1 – охлаждение с повышенной температуры изготовления полуфабрикатов и естественное старение к стабильному состоянию;

T2 – отжиг;

T3 – закалка с последующей холодной деформацией;

T4 – закалка с последующим естественным старением к стабильному состоянию;

T5 – охлаждение с повышенной температуры изготовления полуфабрикатов и искусственное старение;

T6 – закалка и искусственное старение;

T7 – закалка с последующей стабилизацией;

T8 – закалка, холодная деформация и искусственное старение;

T9 – закалка, искусственное старение и холодная деформация;

T10 – охлаждение с повышенной температуры изготовления, искусственное старение и холодная деформация.

Дополнительные символы к обозначениям T1–T10 указывают на различия в термической обработке.

Дополнительные обозначения для T-состояний полуфабрикатов, подвергнутых деформации для снятия напряжений, могут быть двух- и трехзначными и ставятся после основного обозначения состояния полуфабриката (T551, T6511).

В Японии используется та же система обозначений марок алюминиевых деформируемых сплавов и состояний полуфабрикатов из них, что и в США.

В Германии система обозначений легких металлов устанавливается стандартом DIN 1700. Стандартные обозначения базируются на химических символах основных легирующих элементов с добавлением перед ними или после них буквенных или цифровых обозначений.

В кратком обозначении на первом месте ставится Al – основной металл, потом следует символ основного легирующего элемента с числом, соответствующим его среднему содержанию в сплаве, например, AlMn, AlMg3, AlMg4,5Mn, AlZnMgCu1,5.

Чистый алюминий обозначается символом алюминия и цифрой содержания его в %, например Al 99,5 – алюминий, содержащий 99,5% Al.

В обозначение первичного алюминия вводится буква H, например Al99,5H – первичный алюминий чистотой 99,5%.

Алюминий повышенной чистоты обозначается буквой R, например A199,99R – алюминий повышенной чистоты в чушках, поставляемый металлургическим заводом, минимальной чистоты 99,99%; A199,98R – алюминий повышенной чистоты в виде полуфабриката минимальной чистоты 99,98%.

Для сплавов повышенная чистота основного металла алюминия отмечается обозначением степени чистоты, например A199,9Mg1; для алюминия повышенной чистоты вместо степени чистоты пишется только значок R, например AlRMg1.

При обозначении деформируемых полуфабрикатов часто перед маркой сплава через дефис ставится буква, указывающая на область применения: E – проводниковый материал для электротехники; S – сварочный материал; L – припой; Sd – электродная проволока. У алюминия для проводников обозначение степени чистоты опускается (E–Al), соответственно для сплавов E–AlMgSi0,5; S–AlMg5; L–AlSi12.

Плакированный полуфабрикат обозначается дополнением p1 перед буквой F, например AlCuMgPp1F37.

Обработка поверхности – «блестящее качество» обозначается дополнительно EQ, например AlMg3F23EQ–E6. Применение нестандартных сокращений не разрешается, но часто применяется для обозначения нестандартных материалов.

Цифровая система обозначения регламентируется DIN I7007. Полная система состоит из семи позиций: первая позиция – основа сплава или материала (0 – для чистого железа и ферросплавов; 1 – для стали; 2 – для тяжелых металлов; 3 – для легких металлов; 4–8 – для неметаллических материалов); позиции от 2-й до 5-й – специфика марки, определяется в основном химическим составом или технологией получения сплава; позиции 6 и 7 – приведенное число; указывается для всех легких металлов по единой системе обозначения состояний поставки материалов.

Для алюминия установлена серия от 3.0000 до 3.4999. Последующее подразделение этой серии осуществляется путем присвоения номера (цифровой маркировки) материалу в соответствии с типом сплава и степенью его чистоты.

Знак EQ предусмотренный для обозначения «блестящего качества», прибавляется и к номеру материала от E0 до E6.

Пример построения номера материала для алюминия:

1. Основа сплава, алюминий – номер 3.

2. Цифры от 0 до 5 присваиваются основным легирующим элементам по следующему шифру:

1 – Cu; 2 – Si; 3 – Mg; 4 – Zn; 0 – другие или без легирующих добавок.

3. Цифра указывает на дополнительную легирующую добавку, со следующей расшифровкой:

5 – Mn, Cr; 6 – Pb, Bi, Ca, Cd, Sb, Sn; 7 – Ni, Co; 8 – Ti, V, Be, Zr; 9 – Fe и 0 – прочие элементы.

4. Числа 0–2 указывают на относительно низкое, 3–6 среднее и 7–9 – высокое содержание основных легирующих элементов.

5. Числа от 0 до 3 обозначают литейные сплавы; 4 – сплавы для литья под давлением; 5 – первый (исходный) стандартный (внесенный в DIN) деформируемый сплав соответствующего типа; 6–7 – другие деформируемые сплавы подобного типа (модификации); 8 и соответственно 9 – деформируемые сплавы на базе Al 99,9 и соответственно Al 99,99R;

4 – применяется исключительно для материалов авиационной техники.

Для указания состояния полуфабрикатов используются так называемые F-числа, например AlMg3F18. Они указывают минимальные значения предела прочности в кгс/мм².

Состояния поставки полуфабрикатов обозначаются с помощью буквенных сокращений, которые прибавляются к марке материала, например, AlMgSi1p, G–AlSi12g.

Сокращенные обозначения состояний поставки следующие:

w – мягкое (отжиг);

p – прессованное (трубы, прутки, профили) без окончательной термообработки; как правило, это полуфабрикаты из AlMgSi1p;

wh – катаное; для горячекатаных или холоднокатаных на конечную толщину изделий, без последующей термообработки;

zh – тянутое; для труб, прутков и проволоки.

В цифровой системе для обозначения состояний поставки используются двузначные числа. Цифры от 0 до 99 делятся на десятки для групп приведенных чисел. Смысл разбитых на десятки цифр одинаков для всех легких металлов и означает следующее:

00–09 – необработанный (00 – чушки, 01 – литье в землю; 02 – литье в кокиль, 05 – литье под давлением, 07 – горячекатаный, нагартованный, 08 – прессованный, кованный);

10–19 – мягкий (10 – мягкий без указания величины зерна, 11–18 с указанием величины зерна, 19 – по специальным условиям поставки);

20–29 – холоднодеформированный со средней степенью деформации;

30–39 – холоднодеформированный, нагартованный и сверхнагартованный (30 – нагартованный);

40–49 – закаленный и состаренный, без последующей механической обработки;

50–59 – закаленный и естественно состаренный с последующей холодной деформацией;

60–69 – искусственно состаренный, без последующей механической обработки;

70–79 – искусственно состаренный, с последующей холодной деформацией;

80–89 – отпущенный, без предшествующей холодной деформации;

90–99 – специальные виды обработки.

3. ЛИТЕЙНЫЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Поведение металлов и сплавов в литейных процессах в значительной степени определяется их литейными свойствами: жидкотекучестью, усадкой, склонностью к образованию литейных трещин, к образованию газоусадочной пористости, к зональной ликвации. Литейные свойства определяются совокупностью физико-химических и механических свойств.

Литейные свойства сплавов зависят от химического состава сплава и его структуры в интервале кристаллизации. На рис. 3.1 показаны схемы зависимости литейных свойств от состава в двойных системах эвтектического типа, представляющих наибольший интерес при рассмотрении алюминиевых сплавов.

3.1. Жидкотекучесть

Жидкотекучестью называют способность металлов и сплавов заполнять полость литейной формы.

Жидкотекучесть алюминиевых сплавов обычно оценивают по длине прямого или спирального прутков, отлитых в строго определенных условиях в земляную или металлическую форму.

При постоянном перегреве над точкой ликвидуса зависимость жидкотекучести сплавов от состава в двойной системе характеризуется падением ее при добавках легирующего элемента к алюминию и возрастанием вблизи эвтектического состава (рис. 3.1). Минимальной жидкотекучестью обладают сплавы с широким интервалом кристаллизации. У эвтектического сплава затвердевание идет более или менее сплошным фронтом от стенок формы, жидкость продолжает проникать по постоянно сужающемуся каналу, стенки которого образуют затвердевающий слой сплава, и полная остановка потока происходит на поздней стадии кристаллизации. Алюминий затвердевает в виде дендритов, сравнительно быстро перекрывающих канал, и поэтому жидкотекучесть алюминия меньше, чем у эвтектики. У сплавов,

затвердевающих в широком интервале кристаллизации, сильно разветвленные первичные дендриты еще быстрее перекрывают все сечение канала, и поток останавливается на ранней стадии кристаллизации.

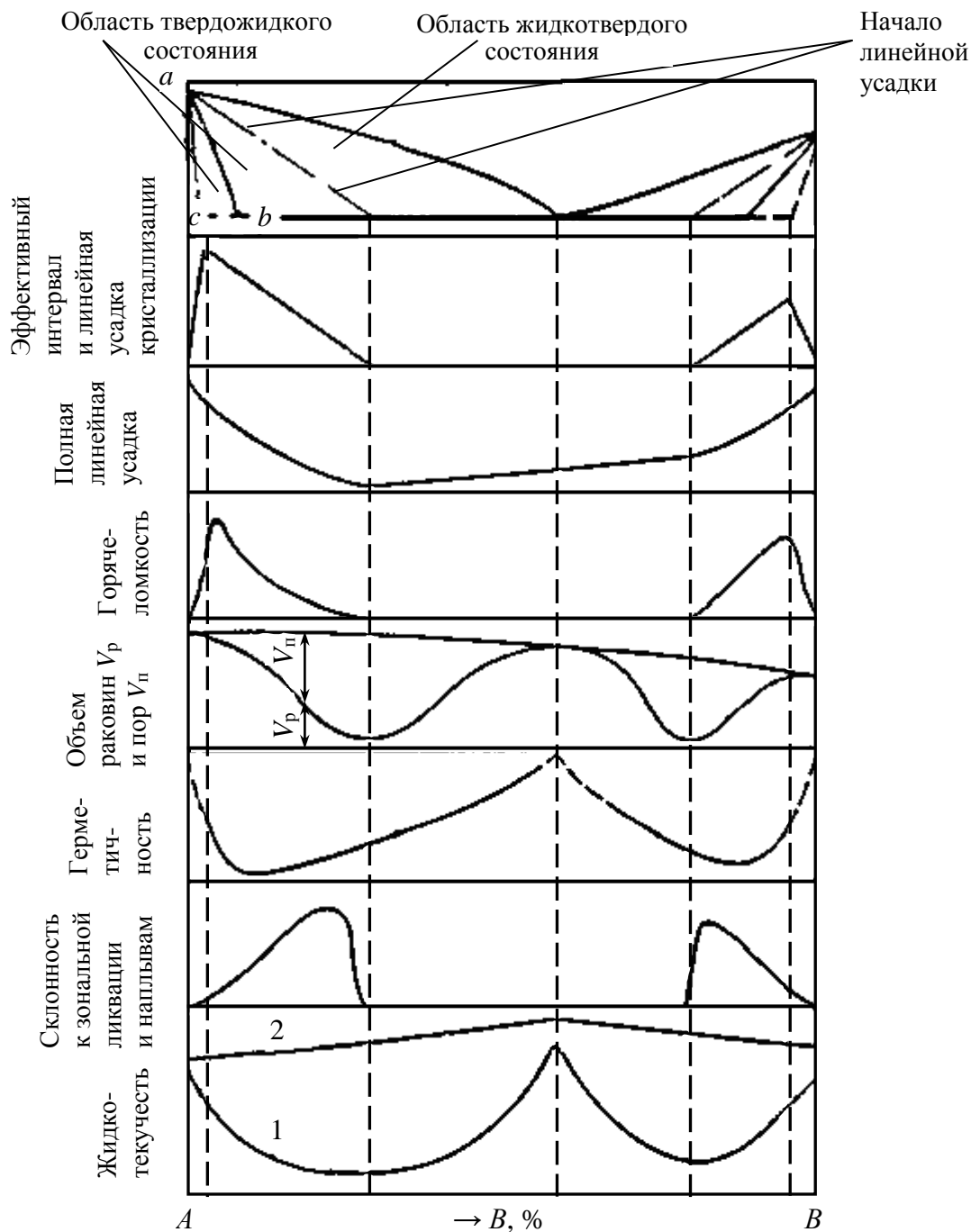


Рис. 3.1. Типовые схемы зависимости литейных свойств от состава сплавов в системе эвтектического типа: ab – равновесный солидус; ac – неравновесный солидус; A и B – 100%-ное содержание компонентов сплава; 1 – жидкотекучесть при постоянном перегреве над ликвидусом; 2 – жидкотекучесть при постоянной температуре заливки

Немаловажную роль играет теплота кристаллизации. Установлено, что в некоторых системах, например Al-Si, максимум жидкотекучести сдвинут от эвтектической точки в область заэвтектических сплавов. Большая теплота кристаллизации кремния (1,4 против 0,4 кДж/г у алюминия) в сочетании с компактностью формы его первичных кристаллов обеспечивает повышенную жидкотекучесть заэвтектических силуминов.

Вязкость расплава определяет скорость его течения в канале. Роль вязкости проявляется тогда, когда при быстром охлаждении затвердевание начинается до окончательного заполнения форм расплавом. В этих условиях чем больше вязкость, тем меньше жидкотекучесть. Роль вязкости можно установить в опытах, в которых не изменяется концентрация основных компонентов в сплаве. Так, увеличение содержания окислов в алюминиевом сплаве повышает вязкость расплава и снижает жидкотекучесть. Повышение вязкости расплава при модифицировании силумина натрием также заметно снижает жидкотекучесть.

3. 2. Склонность к образованию усадочных пустот

В период охлаждения металла или сплава от температуры заливки до начала кристаллизации, во время кристаллизации и при последующем охлаждении происходит уменьшение объема, называемое объемной усадкой. На образование усадочных пустот решающее влияние оказывает объемная усадка при кристаллизации. Для практики представляет интерес не столько абсолютная величина усадки при кристаллизации, сколько характер ее проявления в отливке – в виде концентрированной раковины или рассеянной пористости.

Характер проявления объемной усадки очень сильно зависит от конфигурации и размеров отливки, системы питания, интенсивности теплоотвода, температуры перегрева, а также от склонности сплава к образованию усадочных раковин или рассеянной пористости в наиболее типичных условиях литья.

В системе эвтектического типа максимальный объем рассеянных пор характерен для сплава, содержащего значительно больше эвтектики, чем сплав с максимальным интервалом кристаллизации. Максимальная ширина зоны осевой пористости в зависимости от интенсивности теплоотвода характерна для сплавов, близких к эвтектике, или, наоборот, к алюминию (рис. 3.2).

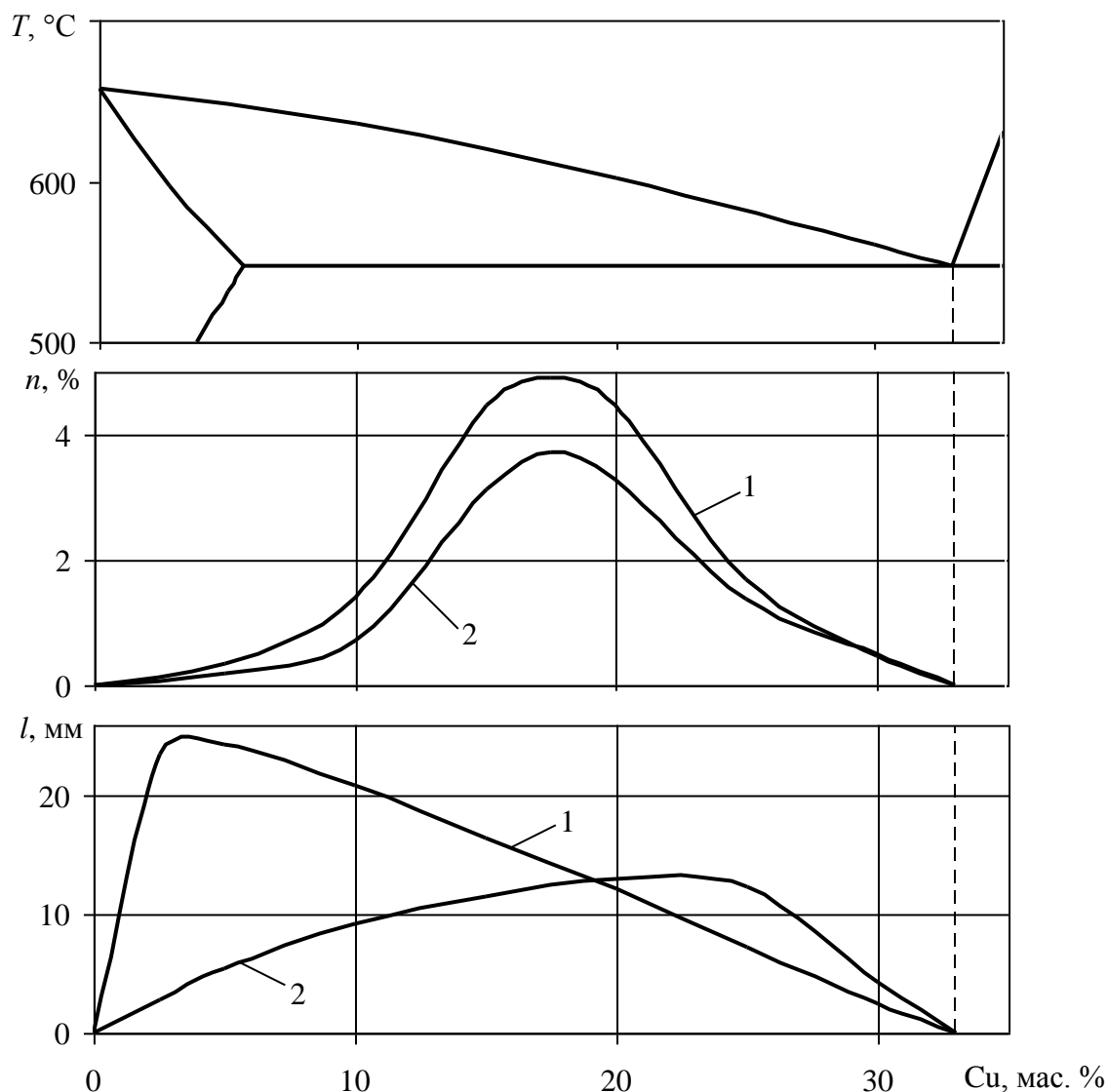


Рис. 3.2. Зависимость относительного суммарного объема рассеянных пор (n) и ширины зоны пористости (l) от состава в системе Al–Cu: 1 – литье в песчано-глинистую форму; 2 – литье в металлическую форму (размер отливки 95x65x25 мм)

Усадочные дефекты зависят не только от характера кристаллизации, но и от газовыделения при затвердевании слитка или отливки. Усадочные пустоты в промышленных слитках или отливках всегда заполнены газом. Под давлением газа могут образовываться и самостоятельные раковины и поры. Пустоты

осадочного происхождения сосредоточиваются в участках отливки, затвердевающих в последнюю очередь. Пустоты же газового происхождения разбросаны по всему сечению отливки. В отливках и слитках из алюминиевых сплавов обычно встречаются пустоты усадочного и газового происхождения. Оценивать газоусадочную пористость можно на макрошлифах по пятибальной шкале И.Ф. Колобнева и М.Б. Альтмана (табл. 3.1).

Таблица 3.1

Шкала пористости литейных алюминиевых сплавов

Балл пористости	Количество пор на 1 см ²	Диаметр пор, мм	Количество пор, %	Балл пористости	Количество пор на 1 см ²	Диаметр пор, мм	Количество пор, %
1	< 5	< 0,1	~90	4	< 20	< 0,5	~70
		< 0,2	~10			< 1,0	~30
2	< 10	< 0,1	~80	5	< 25	< 0,5	~60
		< 0,2	~20			< 1,0	~30
3	< 15	< 0,3	~80			> 0,0	~10
		< 0,5	~20				

3.3. Линейная усадка

Линейной усадкой называется сокращение линейных размеров отливки в горизонтальных направлениях, происходящее в период затвердевания и последующего охлаждения.

Величина линейной усадки

$$\varepsilon = \frac{l_{\text{н}} - l_{\text{х}}}{l_{\text{н}}} 100\%,$$

где $l_{\text{н}}$ – начальный размер отливки, мм;

$l_{\text{х}}$ – размер отливки в любой заданный момент охлаждения, мм.

Свободная усадка слоя металла, охладившегося от температуры начала линейной усадки $t_{н.л.у}$ до температуры t_x :

$$\varepsilon_x = \alpha_{ср} (t_{н.л.у} - t_x) 100\%,$$

где $\alpha_{ср}$ – средний термический коэффициент линейного расширения (сжатия) кристаллов.

Теория линейной усадки А.А. Бочвара основывается на подразделении интервала кристаллизации на две части. В верхней части этого интервала кристаллиты отделены друг от друга жидкой фазой, и сплав в таком жидко-твердом состоянии обладает основным свойством жидкого тела – повышенной жидкотекучестью. В связи с этим термическое сжатие в этой стадии кристаллизации не может проявиться в виде сокращения размеров отливки по горизонтальным направлениям: зазор между отливкой (слитком) и вертикальными стенками формы не образуется. Ниже некоторой температуры кристаллиты образуют каркас с распределенной внутри него жидкой фазой, и сплав в таком твердожидком состоянии обладает основным свойством твердого тела сохранять ранее приданную ему форму. Начиная с этой температуры линейная усадка отливки может развиваться. Часть интервала кристаллизации, заключенную между температурой начала линейной усадки и солидусом, называют «эффективным» интервалом кристаллизации.

Критическое количество твердой фазы, необходимое для образования кристаллического каркаса в объеме отливки или ее поверхностном слое, зависит от размеров и формы зерен и разветвленности дендритов. При добавлении к алюминию второго компонента температура начала линейной усадки плавно снижается до тех пор, пока не достигает эвтектической горизонтали (рис. 3.1 и 3.3).

Эффективный интервал кристаллизации ($\Delta t_{эф} = t_{н.л.у} - t_{сол}$) в двойной системе при увеличении содержания второго компонента возрастает от нуля у чистого металла до максимума и затем снижается до нуля в точке совпадения $t_{н.л.у}$ с эвтектической горизонталью (рис. 3.1 и 3.3).

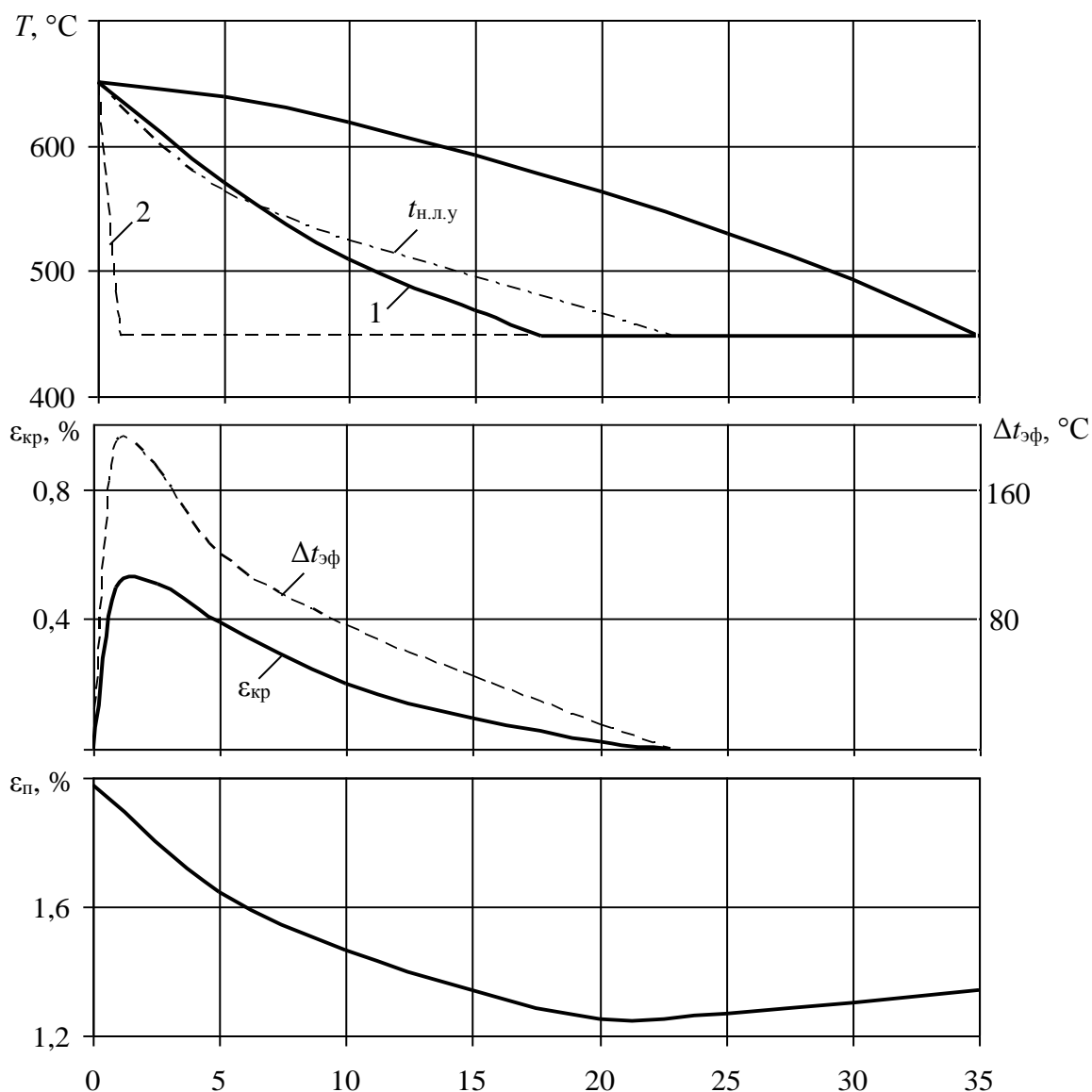


Рис. 3.3. Зависимость температуры начала линейной усадки ($t_{н.л.у}$), эффективного интервала ($\Delta t_{эф}$), линейной усадки в интервале кристаллизации ($\epsilon_{кр}$) и полной линейной усадки ($\epsilon_{п}$) от состава в системе Al–Mg: 1 – равновесный солидус; 2 – неравновесный солидус

Полная линейная усадка от $t_{н.л.у}$ до комнатной температуры $t_{к}$:

$$\epsilon_{п} = \alpha_{ср} (t_{н.л.у} - t_{к}) 100\%.$$

Линейная усадка в эффективном интервале кристаллизации ($\epsilon_{кр} = \alpha_{ср} \Delta t_{эф} 100\%$) изменяется с составом качественно так же, как и величина $\Delta t_{эф}$, достигая максимума на концентрационной границе появления эвтектической составляющей в данных неравновесных условиях кристаллизации. Величина $\epsilon_{кр}$ – важная литейная характеристика, так как от нее в значительной мере зависит горячеломкость.

На линейную усадку влияют фазовые превращения, внутренние термические напряжения, механическое торможение и газовыделение. Части отливки с более тонким сечением охлаждаются быстрее, чем соседние части с более крупным сечением, а в одном сечении поверхностные слои охлаждаются быстрее, чем центральные. Возникающие в результате этого внутренние термические напряжения могут уменьшить или увеличить линейную усадку.

При непрерывном литье слитков, охлаждаемых водой, в результате упругого и пластического сжатия внешних слоев линейная усадка может в 1,5 раза превысить величину, вычисленную из значения $\alpha_{\text{ср}}$.

Механическое торможение усадки создают форма и стержни, металлостатическое давление и трение отливки о форму. Механическое торможение вызывает пластическую деформацию отливки, в результате чего затрудненная усадка оказывается менее свободной.

Газовыделение сильно сказывается на той части линейной усадки алюминиевых сплавов, которая развивается в интервале кристаллизации.

Влияние газосодержания на линейную усадку проявляется только в том случае, когда в отливке имеется широкая переходная область из жидкости и кристаллов, из которой выделение газа затруднено.

3. 4. Склонность к образованию литейных трещин

Первопричиной образования литейных трещин в слитках и фасонных отливках из алюминиевых сплавов в подавляющем большинстве случаев является затрудненная усадка, которая частично проявляется в виде пластической деформации и может закончиться разрушением. Значительно реже литейные трещины возникают под действием внешних сил, например силы трения, при вытягивании слитка из кристаллизатора или при

преждевременном извлечении стержней из фасонной отливки, силы тяжести при зависании слитка, силы вытягивания слитка из покоробленного кристаллизатора и др.

Литейные трещины подразделяются на горячие и холодные. В алюминиевых сплавах горячие трещины являются кристаллизационными, образуются в эффективном интервале кристаллизации, когда сплав обладает весьма малой прочностью.

Кристаллизационные трещины проходят извилистым путем по границам зерен, имеют в разных точках по всей длине резко различную ширину и располагаются в участках слитка или отливки, затвердевающих в последнюю очередь, или вблизи этих участков.

Холодные трещины в отливках из алюминиевых сплавов обычно образуются при температурах около 200°C и ниже. В слитках непрерывного литья они возникают тогда, когда относительное удлинение при комнатной температуре меньше 1,5%.

Холодные трещины по сравнению с кристаллизационными менее извилисты и имеют меньше колебаний по ширине в разных участках. В крупных слитках непрерывного литья их образование часто сопровождается сильным звуковым эффектом.

Холодные трещины возникают в том случае, когда сильно затруднена усадка (например, при кокильном литье деталей сложной формы) и когда создаются большие термические напряжения (например, при непрерывном литье с охлаждением слитков водой). Часто можно видеть, как типичная кристаллизационная трещина, которая является концентратором напряжений, переходит в типичную холодную трещину.

Горячие трещины – наиболее распространенные и трудно устранимые виды литейного брака.

Исследование разных алюминиевых сплавов показало, что в верхней части интервала твердожидкого состояния, составляющей от одной до двух третей всего интервала, основным механизмом пластической деформации является простое проскальзывание зерен по жидким прослойкам. В нижней части интервала твердожидкого состояния, особенно вблизи солидуса, межзеренные перемещения не только носят характер вязкого течения (проскальзывания), но и являются результатом локальной внутризеренной деформации.

Относительное удлинение сплава в твердожидком состоянии тем больше, чем толще и протяженнее межзеренные жидкие прослойки, чем мельче и более равноосны зерна.

Большинство промышленных сплавов расположено в таких областях диаграмм состояния, в которых в верхней части интервала кристаллизации образуется основная доля кристаллов алюминиевого раствора и происходит переход из жидкотвердого состояния, характеризующегося повышенной текучестью, в твердожидкое состояние, для которого характерна хрупкость. В таких сплавах оставшееся небольшое количество жидкой фазы в нижней части интервала кристаллизации слабо изменяется с температурой, поэтому после довольно резкого уменьшения относительного удлинения оно слабо изменяется при понижении температуры (рис. 3.4).

В результате исследования установлено, что жидкая фаза в твердожидком сплаве вызывает хрупкое межкристаллитное разрушение и обуславливает интервал хрупкости у кристаллизующегося сплава, в котором относительное удлинение на один-два порядка меньше, чем у полностью затвердевшего сплава. Избавиться от интервала хрупкости в твердожидком состоянии при литье большинства сплавов невозможно. Однако исключительно важно, что ту небольшую пластичность, которой обладает сплав в твердожидком состоянии,

можно относительно сильно повысить, увеличивая толщину и протяженность межзеренных прослоек жидкой фазы. Затрудненная линейная усадка реализуется в виде пластической деформации.

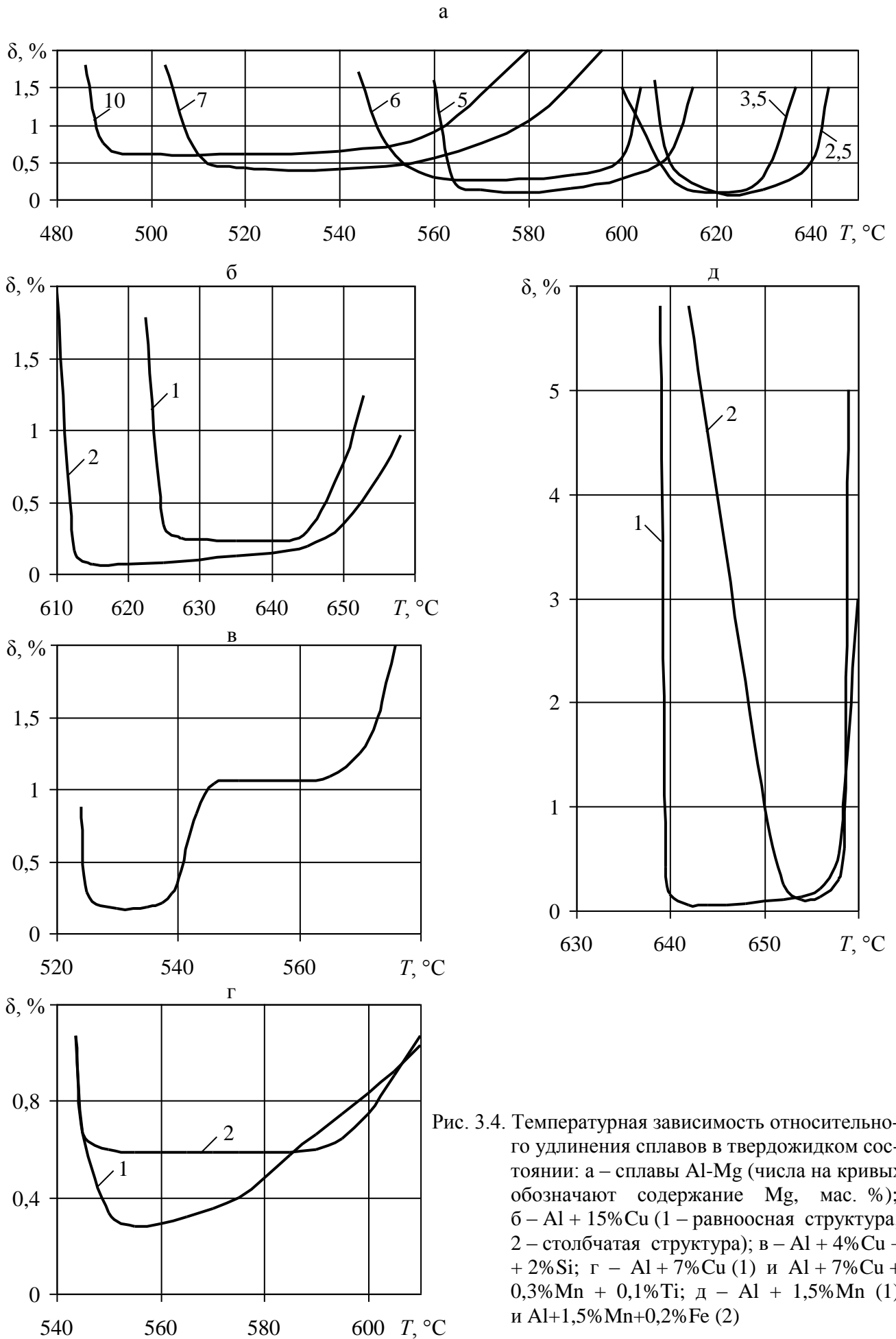
Чем больше пластичность сплава в твердожидком состоянии и меньше здесь линейная усадка, тем больше сопротивляемость сплава образованию кристаллизационных трещин. Небольшие по абсолютной величине изменения относительного удлинения (δ) и линейной усадки (ϵ) в интервале кристаллизации всего лишь на десятые доли процента могут сильно повысить или понизить сопротивляемость сплава образованию кристаллизационных трещин.

Оценить склонность сплава к образованию горячих трещин можно по соотношению δ и ϵ при всех температурах в интервале хрупкости. Установлено, что чем больше δ и меньше ϵ во всем интервале хрупкости и чем меньше этот интервал, тем меньше горячеломкость.

Сопротивляемость сплава образованию горячих трещин можно также оценивать, сопоставляя предел прочности и величину усадочных напряжений в интервале кристаллизации.

Условный запас пластичности сплава в твердожидком состоянии позволяет разложить комплексное свойство – горячеломкость – на более простые свойства – относительное удлинение и линейную усадку. Это позволяет полнее проанализировать природу влияния состава и структуры сплавов на их горячеломкость.

Однако такое подробное изучение горячеломкости не может заменить простых и производительных литейных проб на горячеломкость, необходимых в производственных условиях.



Для оценки горячеломкости алюминиевых сплавов наиболее широко используются две кольцевые пробы.

Для массовых лабораторных исследований сравнительно горячеломких литейных и деформируемых сплавов применяют кольцевую кокильную пробу. Показателем горячеломкости ПГ служит суммарная длина всех трещин, мм, или отношение длины основной трещины к периметру радиального сечения кольца, %, отлитого в стальную или чугунную форму со стальным стержнем. Эта проба не стандартизована.

Для получения паспортных данных о горячеломкости литейных алюминиевых сплавов применяют стандартизованную кольцевую пробу, отливаемую в песчаную форму со стальным стержнем. Образцы имеют вид плоских колец с внешним диаметром 107 и толщиной 5 мм. Диаметр стержня можно изменять от 7 до 97 мм так, что ширина кольца изменяется от 50 до 5 мм через 2,5 мм. Показатель горячеломкости – максимальная ширина кольца, мм, при которой появляются первые трещины. Чем больше эта ширина, тем более горячеломок сплав.

В условиях серийного заводского производства хорошие результаты дает статистический метод оценки горячеломкости по относительному числу треснувших слитков или отливок.

В качестве примера на рис. 3.5 и в табл. 3.2 представлены данные о горячеломкости алюминиевых сплавов в зависимости от их состава.

Таблица 3.2

Количество эвтектической составляющей в наиболее горячеломких сплавах разных систем

Система	Содержание добавки в наиболее горячеломком сплаве, мас. %	Количество эвтектической составляющей	
		об. %	мас. %
Al-Cu	0,7	0,06	0,09
Al-Si	0,4	0,15	0,13
Al-Zn	6,0	0,05	0,13
Al-Mg	0,6...1,0	0,00	0,00

Установлено, что если в отливке имеется достаточно широкая переходная область, из которой затруднено удаление газа при затвердевании, то при увеличении газосодержания расплава линейная усадка в интервале кристаллизации снижается и запас пластичности возрастает, т.е. горячеломкость уменьшается. При вакуумной дегазации расплава, наоборот, линейная усадка, а с ней и горячеломкость возрастают.

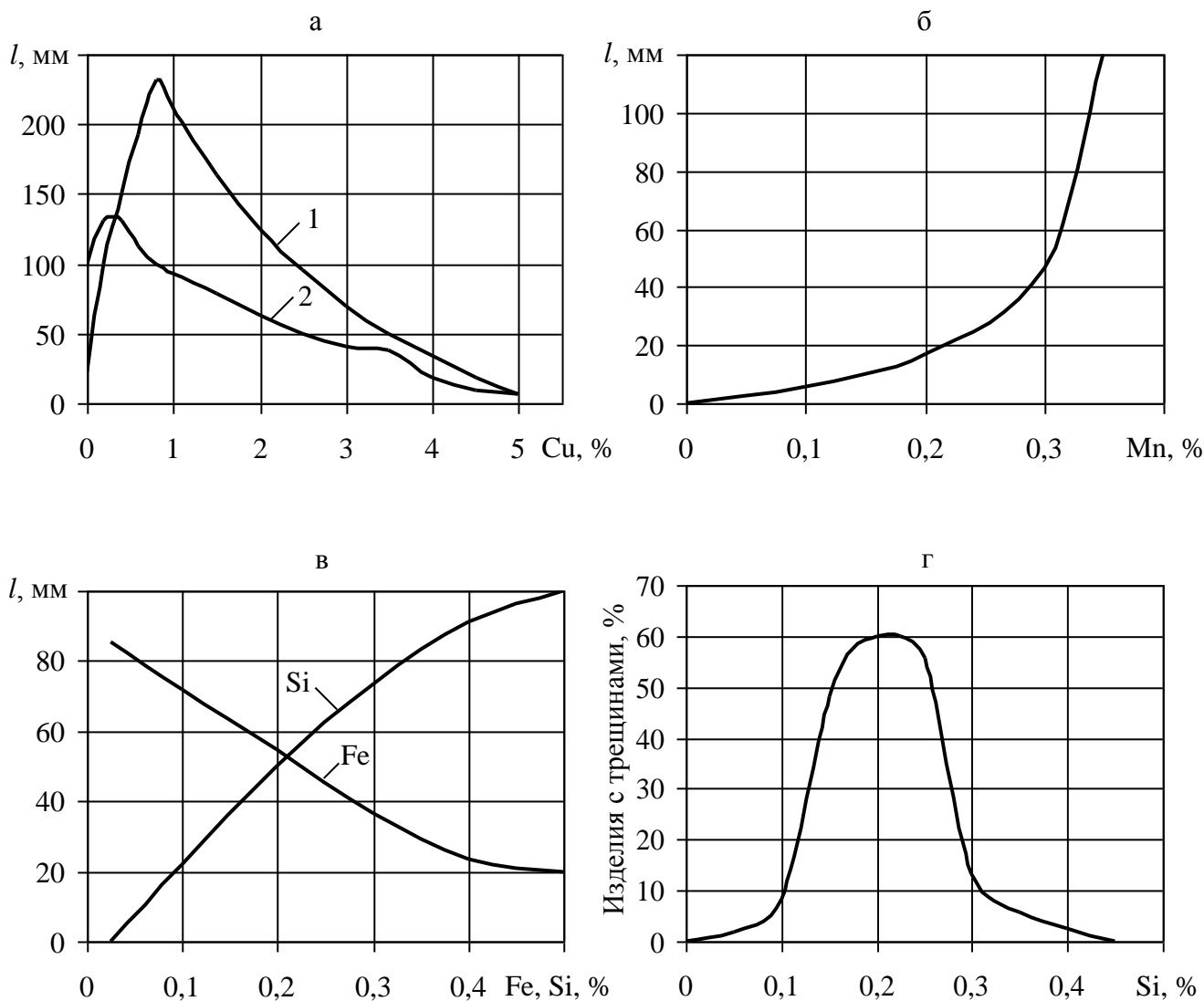


Рис. 3.5. Влияние состава на горячеломкость сплавов системы Al-Cu (а), В95 (б, в) и Д1 (г). Длина основной трещины (l) в кокильной кольцевой отливке при диаметре стального стержня 30 мм (а): 1 – сплавы приготовлены из алюминия чистоты 99,96%; 2 – 99,7%; б, в – то же при диаметре стержня 40 мм, г – брак по трещинам круглых слитков полунепрерывного литья

Измельчение зерна и особенно переход от столбчатой структуры к равноосной сужают температурный интервал хрупкости и повышают относительное удлинение в нем, снижают температуру начала линейной усадки и уменьшают величину ее в интервале кристаллизации. Все это повышает запас пластичности в твердожидком состоянии и снижает горячеломкость.

Укрупнение зерна и развитие зоны столбчатых кристаллов, усиливающие горячеломкость, обычно происходят при увеличении перегрева расплава и часто при его длительном выстаивании. Модифицирование алюминиевых сплавов малыми добавками, например титаном, может значительно снизить горячеломкость.

Изменение состава многокомпонентных сплавов приводит к разнообразным изменениям пластичности и линейной усадки в интервале кристаллизации и может сильно снизить или повысить горячеломкость. Например, снижение содержания марганца в сплаве В95 с 0,4 до 0,2% (в пределах допусков ГОСТа) резко снижает горячеломкость (рис. 3.5). При добавлении 0,5% Mn к сплаву алюминия с 4,2% Mg и 3,3% Zn условный запас пластичности в твердожидком состоянии снижается с 0,32 до 0,05%, а при добавлении 0,12 и 0,25% Zr в тот же сплав, содержащий 0,5% Mn, запас пластичности возрастает соответственно до 0,18 и 0,34%.

Большой интерес представляет введение добавок, расширяющих приграничную зону твердого раствора, обогащенную легирующими элементами. Такие добавки увеличивают толщину жидких прослоек по границам зерен в интервале хрупкости, повышая относительное удлинение в нем без заметного увеличения количества хрупкой эвтектики в сплаве. Так действует добавка 0,3% Mn и 0,1% Ti к сплаву алюминия с 7% Cu. У двойного сплава Al-Cu запас пластичности равен 0,35%, а у четверного Al-Cu-Mn-Ti – 0,52%.

Добавки, делающие включения эвтектики более дисперсными, могут поднять нижнюю границу интервала хрупкости и существенно снизить горячеломкость. Так действует добавка 0,1% Zr к сплаву алюминия с 10% Mg.

Воздействие примесей на горячеломкость проявляется главным образом в изменении пластичности сплава: они могут расширить и сузить интервал хрупкости, увеличить и уменьшить относительное удлинение в нем. Алюминий чистоты 99,96% практически не склонен к образованию кристаллизационных трещин, а чистоты 99,7% – весьма горячеломок, так как в нем по границам зерен образуется тонкий слой жидкой фазы, обогащенной кремнием и железом, и интервал хрупкости составляет около 14°C. Противоположно ведут себя сплавы системы Al-Cu. Сплавы, приготовленные на более грязном алюминии, менее горячеломкие (рис. 3.5, а), так как у них толще прослойки жидкой фазы в интер-вале хрупкости и поэтому здесь несколько выше относительное удлинение. У сплавов, приготовленных из алюминия чистоты 99,96%, максимум горячеломкости наблюдается при содержании 0,7% Cu, а если используется алюминий чистоты 99,7% – при содержании 0,3% Cu.

У сплава АМц, приготовленного из алюминия чистоты 99,99%, интервал хрупкости распространяется в область твердого состояния до 640°C из-за того, что связь между зернами ослаблена грубыми включениями Al_6Mn . Примесь 0,2% Fe обуславливает кристаллизацию тройной эвтектики $\alpha + Al_6Mn + FeAl_3$, в которой частицы Al_6Mn значительно дисперснее, чем в двойной эвтектике. В результате нижняя граница интервала хрупкости под действием 0,2% Fe повышается с 640 до 653°C, интервал хрупкости сужается и горячеломкость сильно снижается.

Регулирование содержания примесей, регламентация не только их верхних, но и нижних пределов могут поднять точку солидуса, изменить количество и характер распределения легкоплавкой составляющей и существенно снизить горячеломкость. В слитках алюминиевых сплавов регулируется соотношение примесей кремния и железа (табл. 3.3).

Рекомендуемое содержание железа и кремния в деформируемых сплавах, обеспечивающее высокую сопротивляемость образованию трещин при литье слитков

Сплав	Содержание, %		% Fe : % Si
	Fe	Si	
Технический алюминий	–	–	> 1
АМц	0,3...0,6	0,2...0,4	> 1
АМг	–	min	> 1
АМг5В	–	–	> 1,5
АМг6	–	–	> 1,5
АВ (АК5)	≤ 0,5	1,0...1,6	–
Д1	0,3...0,5	0,4...0,6	–
Д6	0,2...0,3	0,4...0,5	–
Д16	min	min	–
В95	0,3...0,4	min	–

Основываясь на закономерностях влияния состава и структуры на пластичность и линейную усадку сплавов в интервале кристаллизации, можно добиться максимально возможной сопротивляемости сплава образованию кристаллизационных трещин. Огромное значение имеет выбор оптимального состава сплава при разработке новых сплавов, регулирование содержания основных компонентов и примесей, а также ввод малых технологических добавок.

3. 5. Ликвация и ликвационные наплывы

Ликвацией называют неоднородность химического состава в разных точках слитка. Макроликвация – разница в химическом составе макрообъемов слитка, а микроликвация развивается в пределах микрообъемов, соизмеримых с размером дендритной ячейки. Макроликвация проявляется в закономерном

изменении состава по сечению слитка (зональная ликвация) и в виде случайных неоднородностей состава (местная ликвация).

Если легкоплавкими элементами обогащается центральная часть слитка, то зональную ликвацию называют прямой, а если периферийные слои – обратной, промежуточные – внецентренной ликвацией. Необходимое условие для возникновения макроликвации – разделительная диффузия, обеспечивающая разницу в составах жидкой фазы и образующейся из нее твердой фазы. Но одного этого условия совершенно недостаточно: необходимо перемещение жидкой фазы на макрорасстояния. Главной причиной зональной ликвации в большинстве случаев литья алюминиевых сплавов является перемещение маточного раствора в кристаллическом скелете под действием разности давлений. Наиболее общей закономерностью является движение маточного расплава в зоны, затвердевающие первыми, из зон, затвердевающих в последнюю очередь. Градиент давления вызывается также неодинаковым металлостатическим давлением на разных горизонтах слитка и выделением газа в переходной области.

Существует мнение, что перемещение расплава по направлению к поверхности слитка происходит по междендритным каналам под действием капиллярных сил.

Для непрерывного литья алюминиевых сплавов наиболее типична обратная ликвация меди, магния, цинка и кремния, так как фронт кристаллизации продвигается от боковых граней к центру слитка и маточный раствор, обогащенный этими элементами, перемещается к периферии слитка для восполнения усадки кристаллизации. Местная ликвация в слитках непрерывного литья вызывается образованием в объеме лунки первичных кристаллов интерметаллидов и дендритов алюминиевого раствора, в частности кристаллизацией интерметаллидов на нижней грани литейной лунки. Движение кристаллов в жидкости происходит главным образом под действием разницы в плотностях жидкой и твердой фаз. Ликвация по плотности создает разность концентраций по высоте.

Ликвационными наплывами называют появляющиеся изнутри слитка и затвердевающие на его поверхности участки сплава. Они очень распространены при непрерывном литье алюминиевых сплавов. Главная причина возникновения ликвационных наплывов – истечение жидкой фазы под действием металлостатического давления через каналы кристаллического каркаса в зазор между слитком и кристаллизатором.

Ликвационные наплывы могут образоваться ниже температуры начала линейной усадки, когда слиток начинает отходить от стенок кристаллизатора, а поверхностные слои находятся в твердожидком состоянии. Чем больше относительное количество жидкой фазы в кристаллическом каркасе при температуре начала линейной усадки, тем ярче выражены ликвационные наплывы. Игольчатые и пластинчатые интерметаллиды, образующие кристаллический каркас при высоком содержании жидкой фазы, усиливают склонность сплава к ликвационным наплывам.

Жидкая фаза выдавливается не через все каналы в кристаллическом каркасе, а только в тех местах, где нарушена оксидная пленка. В связи с этим большую роль играют состояние оксидной пленки и качество внутренней поверхности кристаллизатора.

На образование ликвационных наплывов большое влияние оказывает разогрев поверхностных слоев слитка после возникновения зазора между слитком и кристаллизатором.

4. ЛЕГИРОВАНИЕ И МОДИФИЦИРОВАНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Лигатурой называют промежуточный сплав, содержащий в достаточно большом количестве легирующий металл, добавляемый в расплав для получения требуемого химического состава, структурных и технологических свойств отливок и слитков.

В литейном производстве на долю лигатур в объеме шихтовых материалов в зависимости от химического состава приходится до 50 мас. % сплавов. Применение лигатур необходимо из-за малой скорости растворения тугоплавких компонентов в чистом виде в жидком алюминии, а также из-за повышения степени усвоения легкоокисляющихся легирующих элементов. В алюминиевых лигатурах легирующий компонент находится в виде кристаллов интерметаллических соединений. Учитывая характер распределения компонента в лигатурных материалах и скорость растворения его в расплавах алюминия, можно получить заданное содержание легирующего компонента в сплаве добавлением в твердую шихту или непосредственно в расплав определенного количества лигатуры. Важным свойством лигатуры считается значительно более низкая температура плавления, чем у тугоплавкого компонента. В результате уменьшается угар основного и легирующего металла. Применение лигатур с легкоплавкими элементами позволяет снизить потери последних на испарение и окисление.

К чушкам лигатур предъявляют следующие требования:

1. Достаточно низкая температура плавления лигатуры, что позволит обеспечить минимальную температуру присадки элемента.
2. Однородное распределение легирующих элементов по сечению чушки.
3. Малое испарение и окисление легирующего элемента при введении его в расплав из лигатуры.
4. Легкое дробление чушек лигатурного сплава на мелкие куски для более точного взвешивания шихты.

5. Неизменность химического состава с течением времени и стойкость против коррозионного воздействия атмосферных газов и паров.

6. Отсутствие неметаллических, оксидных и газообразных включений на поверхности и в изломах чушек видимых невооруженным глазом.

В литейном производстве операции легирования и модифицирования сплава разделяются на две самостоятельные технологические операции. Если для легирования нужно растворить в жидком алюминии вводимые элементы, то для модифицирования их нужно связать в тугоплавкие соединения.

К модифицирующим лигатурам необходимо предъявлять следующие дополнительные требования:

1. Наименьший размер интерметаллидов. Чем меньше размер интерметаллидов, тем большее количество их содержится в единице объема лигатуры, тем больше потенциальных центров кристаллизации и тем меньше расход модификатора.

2. Низкое содержание водорода в лигатуре, которое не должно превышать более чем в два раза содержание водорода в расплаве кондиционного сплава перед разливкой.

3. Низкое содержание металлических примесей, например железа, кремния, меди и др. Указанные примеси, входя в состав первичных интерметаллидов, изменяют их кристаллографическую решетку, а следовательно, нарушается принцип структурно-размерного соответствия решеток алюминия и интерметаллида и ухудшается его зародышеобразующая способность.

4. Отсутствие крупных включений, на которых скапливаются интерметаллические частицы с бором, образуя боридно-оксидное «кольцо».

Модифицирующие лигатуры можно разделить на два типа:

1) содержащие первичные интерметаллиды-алюминиды (Al–Ti, Al–Zr, Al–Sc и др.);

2) с первичными интерметаллидами двух видов: без атомов алюминия и с алюминиды (лигатуры Al–Ti–B, Al–Sc–B, Al–Zr–B, Al–Ti–C и др.).

Лигатуры Al–Ti, Al–Zr, Al–B, Al–Sc и другие применяют для легирования сплавов тугоплавкими металлами, но одновременно проявляется и их модифицирующий эффект.

Лигатуры Al–Ti–B, Al–Sc–B, Al–Zr–B и Al–Ti–C применяют только для модифицирования расплава.

К лигатуре Al–Ti–B предъявляют дополнительные требования в связи с наличием в ее структуре диборида титана. Диборид титана практически не растворяется в жидких алюминиевых сплавах при технологических температурах плавки и литья. Крупные агломераты частиц TiB_2 в лигатуре после введения ее в сплав быстро ликвируют на подину, разъединение частиц происходит с трудом и только после определенной выдержки и интенсивного перемешивания расплава. Ускорить растворение крупных частиц алюминидов можно более тщательным перемешиванием, повышением температуры жидкого сплава или увеличением времени выдержки при данной температуре. После введения в сплав тройной лигатуры время выдержки расплава в миксере должно быть сокращено до минимума, так как это связано с ликвацией частиц диборида титана.

4. 1. Способы легирования алюминиевых сплавов

Легирование кондиционных сплавов можно осуществлять лигатурами в твердом или жидком виде, причем в первом случае чушками, прутком, брикетированными порошками из легирующих элементов. Все эти способы апробированы в металлургической промышленности и применяются в зависимости от вида производства и оборудования.

Лигатуры в твердом виде используются наиболее широко. Загрузку осуществляют на подину печи или поверх всей шихты, в процессе плавления лигатура не скапливается в одном месте, а более или менее равномерно распределяется по объему ванны. При модифицировании чушки лигатуры вводят непосредственно в расплав, поэтому модифицирующие лигатуры производят в чушках массой 1...5 кг. Лигатуры для легирования расплава

выпускают массой до 15 кг, что позволяет уменьшить угар алюминия и легирующего компонента.

На заводах, производящих первичный алюминий, приготовление сплавов осуществляют с применением жидкого алюминия и жидких лигатур, причем лигатура в жидком виде более предпочтительна в связи с исключением повторной переплавки и равномерным распределением легирующего компонента.

Весьма эффективным оказалось использование порошков в металлургических процессах. Имеются два различных способа добавки тугоплавких металлов в виде порошков в жидкий алюминий:

1) введение брикетированных порошков легирующего металла и алюминия, причем иногда к смеси добавляют некоторое количество флюса;

2) инъекция порошков легирующих металлов непосредственно в жидкий сплав с помощью инертного газа.

Более оптимальный метод порошкового легирования расплавов – введение порошка легирующего элемента в консолидированном состоянии в виде мерных отформованных заготовок – брикетов. Брикеты достаточно прочные, более плотные по отношению к расплаву, поэтому легко в него погружаются и в процессе интенсивного нагрева в жидкой ванне очень быстро распадаются на дисперсные частицы. По сравнению с порошковой инъекцией для такого введения в расплав брикетов не требуется использования специального оборудования, возрастает точность введения элемента в заданном количестве, повышается чистота, устраняется запыленность и различные другие трудности, возникающие при обращении с порошками.

В начале 80-х годов XX века фирмы LSM (Англия) и KBM (Голландия) провели большие научно-исследовательские работы по разработке состава таблеток для легирования расплава алюминия. В табл. 6.3 представлены химический состав и виды таблеток.

Плотность таблеток, содержащих Cu, Fe, Mn и Zn, составляет 4000 кг/м³; Cu и Ni – 4500 кг/м³; Pb – 6000 кг/м³ и Ti – 2800 кг/м³. Таблетки фирмы выпускают или в смеси с порошком алюминия, или с флюсом, не содержащим

солей натрия. Три основных положения, на которых основано применение таблеток:

1. Для разрушения слоя из оксида алюминия на частицах металлического порошка необходим инкубационный период.

2. Между элементом и расплавом алюминия образуется интерметаллидный слой, который замедляет растворение, поскольку диффузия интерметаллидов должна пройти через этот слой. Поэтому перемешивание – важный фактор для достижения высокой степени усвояемости элемента в расплаве алюминия.

3. После введения таблетки в расплав происходит образование интерметаллидов, которые разрывают таблетку на части.

Таблетки с флюсом растворяются быстрее, чем таблетки без флюса по двум причинам:

1. Флюс с низкой температурой плавления (около 560°C) приводит к быстрой дисперсии порошка, что обеспечивает хорошее растворение благодаря большой площади взаимодействующей поверхности.

2. Флюс растворяет оксид алюминия с поверхности порошка, что способствует более быстрому растворению.

4. 2. Способы модифицирования алюминиевых сплавов

Качество слитка и его последующее поведение при пластической деформации определяются прежде всего исходной структурой слитка. Измельчение структуры особенно необходимо в связи с применением сплавов повышенной чистоты, эффективных средств рафинирования и фильтрации (вакуумирование, продувка расплава аргоном через пористую керамику и др.) и при отливке крупногабаритных плоских и круглых слитков (сплошных и полых) из высокопрочных сплавов В95пч, Д16ч и др.

Слитки с мелкозернистой структурой обладают рядом преимуществ по сравнению со слитками с крупнокристаллической структурой:

1. Менее склонны к трещинообразованию при затвердевании, поэтому можно вести литье на более высоких скоростях; повышение скорости литья приводит к увеличению производительности плавильно-литейных агрегатов, уменьшению неслитин на слитках и повышению технологического выхода годного за счет уменьшения съема стружки при механической обработке.

2. Имеют более высокий предел прочности и удлинение, что положительно влияет на механические свойства деформированных полуфабрикатов и на сам процесс пластической деформации;

3. Полуфабрикаты из слитков с мелкозернистой структурой имеют более высокие механические свойства (особенно в высотном и поперечном направлениях).

При модифицировании алюминиевых сплавов небольшими добавками тугоплавких металлов эффект измельчения зерна зависит от следующих факторов: исходного состояния вводимых добавок; времени выдержки и температуры модифицируемого сплава; количества введенного модификатора и способа введения модифицирующих материалов.

Для получения требуемого измельчения зерна исключительно важное значение имеет равномерное распределение частиц интерметаллидов тугоплавких металлов по объему модифицируемого сплава.

Если в лигатуре алюминий-титан-бор наибольший размер частиц диборида титана не превышает 2 мкм, то они остаются в расплаве взвешенными в течение всего времени литья (10...16 ч) за счет конвекционных потоков.

Совместная добавка титана и бора в любом соотношении благоприятно влияет на структуру слитков, приводя к значительному измельчению зерна.

Анализ данных показывает, что с увеличением содержания бора при постоянном содержании титана эффект измельчения зерна возрастает до соотношения титана и бора 2:1. Наибольшая степень измельчения зерна в зависимости от роста содержания добавок бора наблюдается при 0,02 и 0,04 % Ti, чем больше содержание титана, тем меньше влияние бора на величину зерна.

По степени уменьшения влияния бора при определенной концентрации титана на структуру слитков все исследованные сплавы можно расположить в следующем порядке: А99, 1960, АМг6, АК8, 1925, АВ, АМц, В95, Д16. Наибольшая степень модифицирования добавками титана и бора наблюдается в слитках алюминия марки А99 и сплаве 1960, а наименьшая – в слитках сплавов В95 и Д16. При модифицировании сплавов максимальный эффект измельчения зерна в слитке наблюдается при 0,02...0,04% Ti и 0,01...0,02% В.

Наиболее оптимальным следует считать введение лигатуры при температуре 700...720°C за 30...40 мин до начала литья. При использовании 100% отходов на 1 т расплава следует вводить 0,3 кг лигатуры, при этом размер зерна в слитке будет не более 300 мкм.

При традиционном способе модифицирования, когда двойные лигатуры вводят вместе с твердой шихтой, не всегда удается получить устойчивый процесс измельчения зерна. Нередко в печах большой емкости происходит высаживание тугоплавких модификаторов на подину. Вот почему воздействие на сплав непосредственно перед началом кристаллизации слитка считается наиболее надежным способом. Применение модифицирующего прутка имеет определенные преимущества перед электромагнитным перемешиванием или ультразвуковой обработкой, так как в данном случае объемная кристаллизация сплава в лунке слитка не развивается и применяемое оборудование проще и дешевле.

При введении прутка в расплав необходимо соблюдать следующие требования: полное растворение прутка в расплаве, особенно первичных интерметаллидов; равномерное распределение модификатора по сечению слитка; регулируемая дозировка прутка; незагрязнение расплава неметаллическими включениями из прутка.

Если скорость плавления прутка $v_{пл} = d/\tau$, то скорость подачи его $v_{под} \leq H/\tau$ (H – глубина погружения прутка в расплав). Следовательно, диаметр прутка и скорость его подачи должны быть связаны зависимостью, которая гарантирует полное растворение прутка:

$$d \leq H v_{пл} / v_{под}$$

При применении лигатурного прутка оптимальное измельчение зерна слитка наблюдается при меньшем расходе модификатора по сравнению с лигатурой, что обеспечивается более полным его усвоением и исключением ликвации частиц TiB_2 и $TiAl_3$.

Лигатурный прутки состава $Al-5Ti-1B$ по сравнению с лигатурой в чушках такого же состава обеспечивает более высокую эффективность модифицирования, снижение расхода лигатуры, более точный контроль процесса введения, непрерывное измельчение зерна в процессе литья, устранение осадков TiB_2 и $TiAl_3$ на подине печи, уменьшение роста содержания титана и бора в оборотных отходах.

Совместную добавку титана и бора можно осуществлять вводом смеси солей в виде прессованных таблеток диаметром 75 мм, массой около 200 г с плотностью более 2000 кг/м^3 . Состав таблеток представляет собой смесь следующих химических соединений: 55 K_2TiF_6 ; 27 KBF_4 ; 3 K_2SiF_6 и 15% C_2Cl_6 . В пересчете на содержание вводимых элементов таблетки содержат 11 Ti; 2,3 B и 0,4 % Si. При введении таблеток зернолита в расплав алюминиевого сплава одновременно происходит его модифицирование и рафинирование.

В промышленных условиях опробована композиция рафинирующе-модифицирующего флюса с фтортитанатом и фторборатом калия. Флюс, содержащий 70 (50 NaCl + 50 KCl) + 20 K_2TiF_6 + 10 KBF_4 , рекомендуется для сплава с содержанием магния < 2 %. При расходе флюса 0,5 мас. % металла можно вводить в сплав 0,01 Ti и 0,001 % B.

Флюс не уступает по эффективности модифицирования известной тройной лигатуре фирмы «Кавекки» или LSM и в отличие от зернолита в процессе обработки сплавов находится в жидком состоянии, оказывая рафинирующее действие.

Весьма характерно для алюминиевых сплавов резкое уменьшение величины зерна при наложении переменного электромагнитного поля. По мере нарастания интенсивности перемешивания величина зерна меняется незначительно. Равноосное зерно размером до 500 мкм получается уже при силе тока 200 А. При дальнейшем увеличении силы тока наблюдается

дальнейшее небольшое измельчение зерна. Следует отметить, что при одной и той же интенсивности перемешивания можно получить однородную, но весьма различную по величине зерна структуру, зависящую от температуры литья. Нужно подбирать такие параметры литья с перемешиванием, чтобы величина зерна и дендритных ячеек в слитке под индуктором и в центре были близки по размерам.

При очень большой интенсивности имеют место следующие недостатки: появление пористости в результате чрезмерного захлаживания металла в лунке, некоторое огрубление вторых фаз и дендритов из-за резкого захлаживания, что вызывает падение плотности и прочностных характеристик слитка, увеличение коэффициента загрязненности металла по окисным включениям (примерно в 1,5 раза).

Обработка расплава ультразвуком малой мощности не приводит к значительному измельчению зерна в слитке. Только при переходе к режимам с большей мощностью по достижении порога кавитации зерно заметно измельчается. Значение мощности ультразвука зависит от размеров слитка и состава сплава, в частности от присутствия модифицирующих добавок (титан, цирконий и др.), количество которых подбирается экспериментально для каждого сплава. В условиях ультразвуковой обработки расплава создается большое число активных центров кристаллизации и развитие дендрита заканчивается на начальной стадии его формирования. При избыточном количестве зародышей кристаллизации в условиях ультразвуковой обработки расплава с увеличением скорости охлаждения слитка уменьшается размер зерна. Помимо измельчения зерна слитка, ультразвуковая обработка уменьшает его линейную усадку, например, с 2,2...2,5 до 1,0...1,8% для слитка диаметром 270 мм сплава 1960, что сопровождается улучшением качества поверхности. Субдендритная структура слитка способствует повышению пластичности слитка при комнатной температуре и температуре горячей обработки давлением.

5. ПРИГОТОВЛЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

5. 1. Шихтовые материалы для приготовления алюминиевых деформируемых сплавов

Исходными шихтовыми материалами для приготовления алюминиевых деформируемых сплавов могут служить первичные металлы, вторичные сплавы, лигатуры, отходы собственного производства и машиностроительных заводов.

Для большинства алюминиевых деформируемых сплавов применяют алюминий марок А5, А6, А7, А8, А85. Алюминий высокой чистоты используют только при производстве специальных сплавов.

Бериллий используют в виде лигатуры алюминий – бериллий. При производстве алюминиевых деформируемых сплавов применяют все пять сортов хрома (ГОСТ 5905-79). Медь используют в виде листовых катодов сорта не ниже М3 по ГОСТ 859-2001, магний первичный в чушках – ГОСТ 804-93, марганец Мр1, Мр2, Мр3, Мр4 – ГОСТ 6008-90. Для производства сплавов могут применяться все стандартные марки никеля по ГОСТ 849-97.

При производстве алюминиевых деформируемых сплавов применяют первые четыре марки кремния – Кр00, Кр0, Кр1, Кр2 (ГОСТ 2169-69). В основном кремний в алюминиевые сплавы вводят в виде силумина (алюминий с 10-13% Si), который получают на заводах первичного алюминия.

В шихту сплавов, содержащих высокий процент цинка, вводят цинк марок не ниже Ц1, так как применение более низких марок цинка приведет к загрязнению сплавов свинцом. Промышленные марки цинка приведены в ГОСТ 3640-79.

Бериллий, хром, железо, марганец, медь, никель, титан, ванадий и цирконий в алюминиевые сплавы вводят в виде лигатур, т.е. промежуточных двойных или тройных сплавов алюминия с указанными элементами. Лигатуры имеют более низкую температуру плавления, чем вводимые компоненты, что обеспечивает снижение угара и повышение производительности печей.

Химический состав и температурные режимы приготовления лигатур, применяемых при производстве алюминиевых деформируемых сплавов, приведены в табл. 5.1.

Таблица 5.1

Химический состав и температурные режимы приготовления лигатур

Лигатура	Легирующий компонент		Температура присадки легирующего компонента, °С	Температура разливки лигатур, °С	Температура плавления, °С
	Название	Содержание, мас. %			
Al-Be	Be	2...4	800...850	800...850	720...820
Al-Cr	Cr	2...4	1000...1100	900...950	750...820
Al-Cu	Cu	45...55	800...850	700...750	575...600
Al-Fe	Fe	6...11	1000...1100	900...950	850...900
Al-Mn	Mn	7...12	900...1000	850...900	780...800
Al-Ni	Ni	18...22	950...1000	850...900	780...820
Al-Si	Si	18...22	800...900	750...800	650...700
Al-Ti	Ti	2...4	1100...1200	950...1000	900...950
Al-V	V	2...4	1100...1200	950...1000	780...900
Al-Zr	Zr	2...4	1100...1200	1000...1100	950...1050
Al-Mn-Ti	{ Mn Ti	7...12 0,3...0,4	900...1000	850...900	—
Al-Cu-Mn-Ti	{ Cu Mn Ti	30 5 2	1100...1200	1000...1100	—

Все отходы, образующиеся при получении полуфабрикатов из алюминиевых сплавов, можно разделить на два сорта: отходы 1-го сорта, используемые в качестве шихты для получения кондиционных сплавов, и отходы 2-го сорта, применяемые в шихте после предварительной переплавки. К

первому сорту отходов следует отнести все чистые отходы, образующиеся при производстве листов, профилей, прутков, труб, проволоки, штамповок, бракованные полуфабрикаты и слитки, отходы от слитков, собранные по маркам сплавов. Все загрязненные отходы, стружка, обогащенный шлак, сплесы, съемы относятся ко второму сорту, все перепутанные по маркам сплавов отходы – к внесортным.

Вторичные сплавы поставляются в соответствии с ГОСТ1131-76. Количество вторичных сплавов, которые можно добавлять в шихту, определяется химическим составомготавливаемого сплава и требованиями к качеству полуфабрикатов. Применение вторичных сплавов ограничено из-за высокого содержания в них железа, кремния и цинка.

5. 2. Приготовление сплавов

Шихту рассчитывают в карте плавки по установленной форме. Вначале в карту плавки заносят количество отходов по сплавам и сортам и подсчитывают содержание компонентов в них исходя из среднего химического состава отходов, определяемого ежемесячно технологическим бюро цеха.

Содержание основного компонента и примесей в лигатурах принимают по их фактическому содержанию.

Количество меди, марганца, магния и других элементов, которые необходимо ввести в плавку, находят как разность между количеством их по расчету и количеством, содержащимся в отходах. Количество лигатуры определяется исходя из ее процентного содержания, количество первичного алюминия – как разность между заданной массой плавки и остальной шихтой.

При расчете проверяют содержание примесей. Сумма каждой примеси в итоговой строке не должна превышать расчетного количества.

Для снижения безвозвратных потерь при плавлении рекомендуется проводить загрузку в жидкий расплав. При небольшой глубине ванны у пламенных отражательных печей и малом времени, которое отводится на загрузку, это условие не выполняется.

Общепринятым считается следующий порядок загрузки шихты в отражательные печи: на подину печи загружают первичный алюминий, затем крупногабаритные отходы и вторичный алюминий. Мелкогабаритные отходы и лигатуры – в последнюю очередь. Указанный распорядок предохраняет от разрушения подину и позволяет одновременно загрузить возможно большее количество шихты.

Шихту в индукционную канальную печь загружают в «болото» одновременно в обе камеры – загрузочную и сливную. В первую очередь загружают лигатуры, затем мелкие отходы с таким расчетом, чтобы был перекрыт уровень жидкого металла, далее на них грузят все крупногабаритные отходы. В последнюю очередь догружают оставшиеся мелкие отходы. Загрузка холодной и влажной шихты непосредственно в расплав опасна.

Магний вводят в расплав при температуре 680...720°C с помощью дырчатых коробок. Цинк вводят в расплав на лопате или с помощью дырчатых коробок при температуре 680...720°C. В процессе введения его расплав необходимо тщательно перемешивать. Цинк и магний вводят при температуре выше температур их плавления, и поэтому сначала они плавятся, а потом растворяются в алюминии. Медь вводят в расплав в виде лигатуры или листов катодной меди. Лигатуру загружают вместе с шихтой, катодную медь вводят в расплав при температуре 710...740°C.

Медь присаживают при температуре значительно ниже температуры ее плавления, поскольку она хорошо растворяется в алюминии.

В течение всего цикла плавки температуру расплава не рекомендуется поднимать выше 750...770°C, так как чем выше температура, тем больше угар и газонасыщенность расплава.

Кроме того, следует плавку вести форсированно, что увеличит съем и обеспечит меньший угар.

После начала оплавления шихты рекомендуется покрывать ее флюсом из расчета 0,5% к массе шихты. После расплавления шихты, одновременно загруженной в печь, зеркало ванны очищают от шлака и в жидкую ванну

подгружают сухие мелкогабаритные шихту и стружку. Крупногабаритную шихту грузить в жидкий расплав не рекомендуется.

Алюминиевые деформируемые сплавы весьма разнообразны по своему химическому составу, и номенклатура их достаточно велика. Вследствие этого в одних и тех же печах готовят сплавы, значительно отличающиеся по своему химическому составу. При переходе с одного сплава на другой необходимо промывать печь расплавом алюминия, отходами или флюсами. Промывку расплавом проводят в тех случаях, когда содержание какого-либо компонента в сплаве, слитом из печи, в 10 и более раз превышает допустимое содержание этого компонента в загружаемом сплаве. При меньшей разнице рекомендуется промывка флюсом.

Примерный состав флюсов, применяемых при плавлении, для промывок и при обработке шлака, мас. %: селвинита 47, калия-электролита 47, криолита 6 или селвинита 50, калия-электролита 50.

Пробы на экспресс-анализ отбирают после расплавления всей шихты, доведения температуры до 710...730°C и съема шлака, а также или после введения всех легирующих компонентов, или же до введения магния и цинка. Во втором случае необходимые количества магния и цинка вводят по расчету на основании данных экспресс-анализа, при этом необходимо следить за тщательностью перемешивания расплава. В случае задержки слива металла из печи более чем на 2 ч для сплавов, содержащих более 2% магния и цинка, рекомендуется провести повторный экспресс-анализ, и если необходимо, подшихтовку компонентов.

Для уменьшения угара магния и цинка в сплавах типа АМг5, АМг6 и В95 в расплав следует добавить 0,0005...0,005% Ве.

Для того чтобы улучшить качество расплава, переливаемого из печи в миксер, его следует рафинировать. Наиболее распространено рафинирование расплава флюсом из расчета 3 кг на 1 т расплава. Состав флюса, мас. %: NaCl 30; KCl 47 и Na₃AlF₆ 23.

В целях сокращения угара и энергетических затрат следует стремиться к заливке в печь для получения кондиционных сплавов жидкого переплава из низкосортных отходов. В этом случае его не следует перегревать выше 770°C и следить за изменением химического состава в условиях непрерывного плавления.

5. 3. Печи для выплавки сплавов

К конструкции печей для выплавки сплавов предъявляют ряд требований:

- обеспечение максимальной производительности печи и наименьшего расхода топлива;
- механизация всех трудоемких операций по загрузке и обслуживанию печи;
- равномерный прогрев ванны с тем, чтобы исключить недопустимые перегревы;
- максимальная скорость расплавления шихты;
- оптимальные геометрические характеристики рабочего пространства – увеличение отношения глубины ванны к поверхности расплава;
- получение высоких технико-экономических показателей.

Плавильные печи делятся на два класса – пламенные и электрические.

Плавильные отражательные печи в основном удовлетворяют требованиям, обеспечивая получение металла нужного качества. Подавляющее большинство печей, применяемых в отечественной металлургии алюминиевых сплавов, имеют принципиально одинаковую конструктивную схему. Печи состоят из следующих основных частей: рабочего пространства (ванны), сжигательных устройств и установки для использования тепла отходящих газов – рекуператора. Рабочее пространство и рекуператор соединены вертикальными дымоотводами – опусками. Печи работают на природном и генераторном газе, мазуте. На рис. 5.1 и 5.2 представлены плавильные отражательные печи, обогреваемые мазутом и генераторным газом.

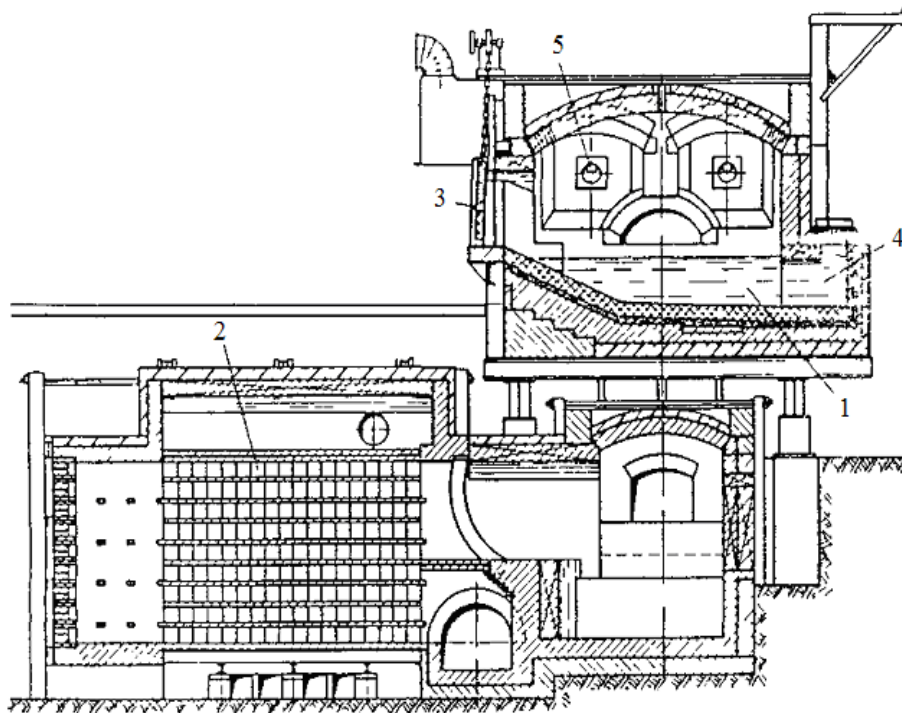


Рис. 5.1. Плавильная отражательная печь емкостью 30 т, обогреваемая мазутом: 1 – ванна печи; 2 – керамический рекуператор из блоков; 3 – загрузочные окна; 4 – переливной карман; 5 – форсунки

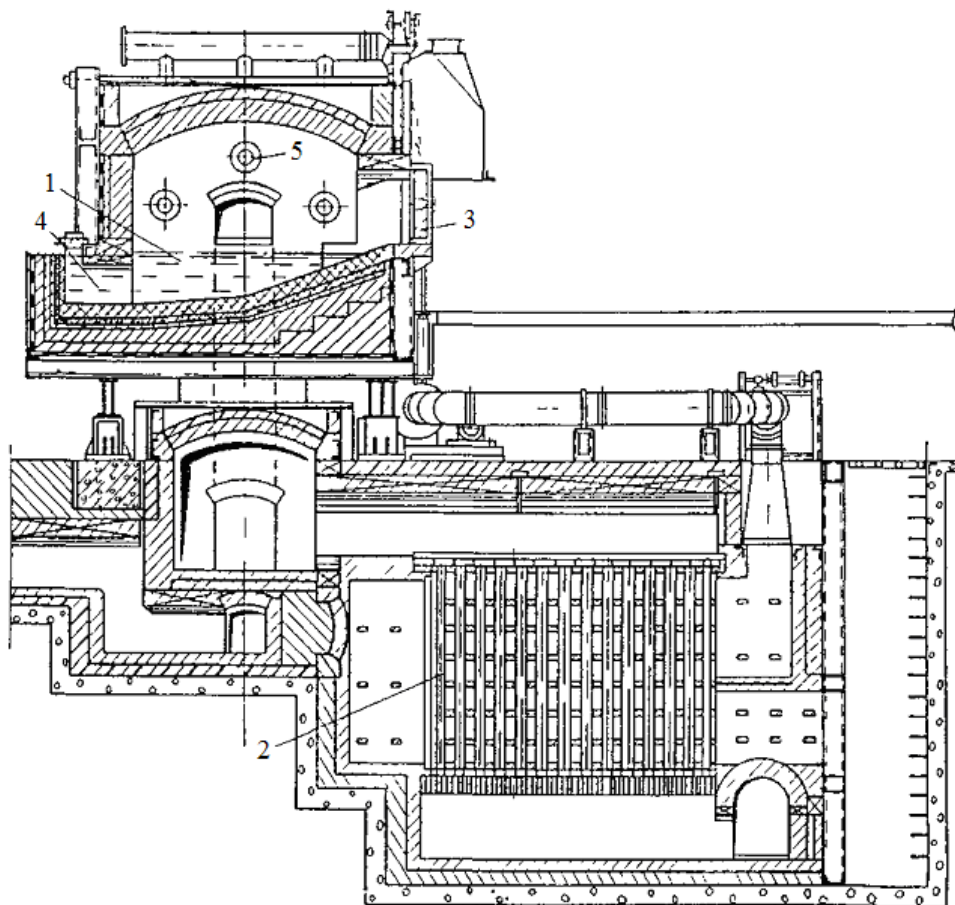


Рис. 5.2. Плавильная отражательная печь емкостью 25 т, обогреваемая генераторным газом: 1 – ванна печи; 2 – керамический рекуператор из шамотных трубок; 3 – загрузочные окна; 4 – переливной карман; 5 – горелки

Применение отражательных печей большой емкости с открывающимся полностью фронтом позволило увеличить не только загрузку шихты, но и снятие шлака и чистку ванны.

Геометрические размеры плавильной ванны выбирают с учетом ряда факторов, а именно: удобства эксплуатации плавильного пространства, времени плавки, необходимости сведения к минимуму перепадов температур в расплаве. В действующих печах глубина ванны составляет 600...750 мм.

Специальное внимание уделяют выбору типа рекуператора для установки на крупные плавильные печи. Получившие за последние годы широкое распространение радиационные металлические рекуператоры при использовании их на плавильных печах имеют серьезные преимущества перед керамическими.

Индукционный нагрев металла основан на том, что тело, помещенное в переменное магнитное поле, нагревается индуктируемыми в нем токами. В зависимости от взаимного расположения индуктора и нагреваемого металла печи конструктивно могут быть выполнены в двух вариантах:

1. Нагреваемый металл находится в кольцевом желобе или каналах, расположенных вокруг индуктора с сердечником, и является вторичным контуром.

2. Нагреваемый металл находится в тигле, помещенном в полость индуктора.

Первый тип носит название индукционных печей с сердечником (канальные печи), второй – индукционных печей без сердечника (тигельные печи).

В зависимости от частоты питающего тока индукционные печи могут быть низкой (промышленной), повышенной и высокой частоты.

Индукционные канальные печи обеспечивают перемешивание расплава, что улучшает теплообмен и гомогенность расплава.

Температура металла, проходящего через каналы печи, в некоторых случаях достигает 900...1000°C. Однако температура потока металла, вышедшего из канала, резко снижается вследствие высокой теплопроводности и интенсивного перемешивания расплава. На рис. 5.3 показана конструкция

индукционной канальной печи. Основные части печи: две ванны – загрузочная и сливная, соединенные между собой прямоугольными каналами, выполненными в подовом камне, а также средняя камера, предназначенная для установки печного трансформатора. В отличие от пламенной печи в индукционной канальной печи шихта плавится под слоем расплава, защищенного с поверхности оксидной пленой, что исключает взаимодействие расплава с атмосферой рабочего пространства печи. Преимущества данного процесса плавки заключаются в низком расходе электроэнергии (400...450 кВт·ч/т), высоком КПД (75...80%), сравнительно небольшой и спокойной поверхности металла, равномерности химического состава по всей ванне благодаря электродинамическому перемешиванию расплава и в малых безвозвратных потерях. К недостаткам этих печей следует отнести плохую стойкость огнеупорной футеровки канальной части, наличие в каналах с жидким металлом сжимающего эффекта и зарастание каналов окислами.

Созданы и эксплуатируются крупнотоннажные печи ИАК-25, ИАК-40 и ИАК-50.

Для повышения технологических показателей работы индукционных канальных печей должны проводиться мероприятия в следующих направлениях:

- увеличение емкости печей до 50 т; емкости «болота» – 10...12 т с установкой индукционных единиц мощностью до 380...400 кВт каждая при полной мощности печи 3000...3200 кВт с удельной производительностью 7 т/ч;
- повышение мощности индукционных единиц до 450...500 кВт путем создания направленной циркуляции металла в каналах и увеличения удельной мощности;
- создание новых огнеупорных материалов, не вступающих в химическое взаимодействие с алюминиевыми сплавами и его окислами и обладающих высокой механической и термической стойкостью;
- создание крупнотоннажных агрегатов в составе: индукционная печь – индукционный миксер, индукционная печь – индукционный вакуумный миксер при закрытой системе перелива металла и литья слитков.

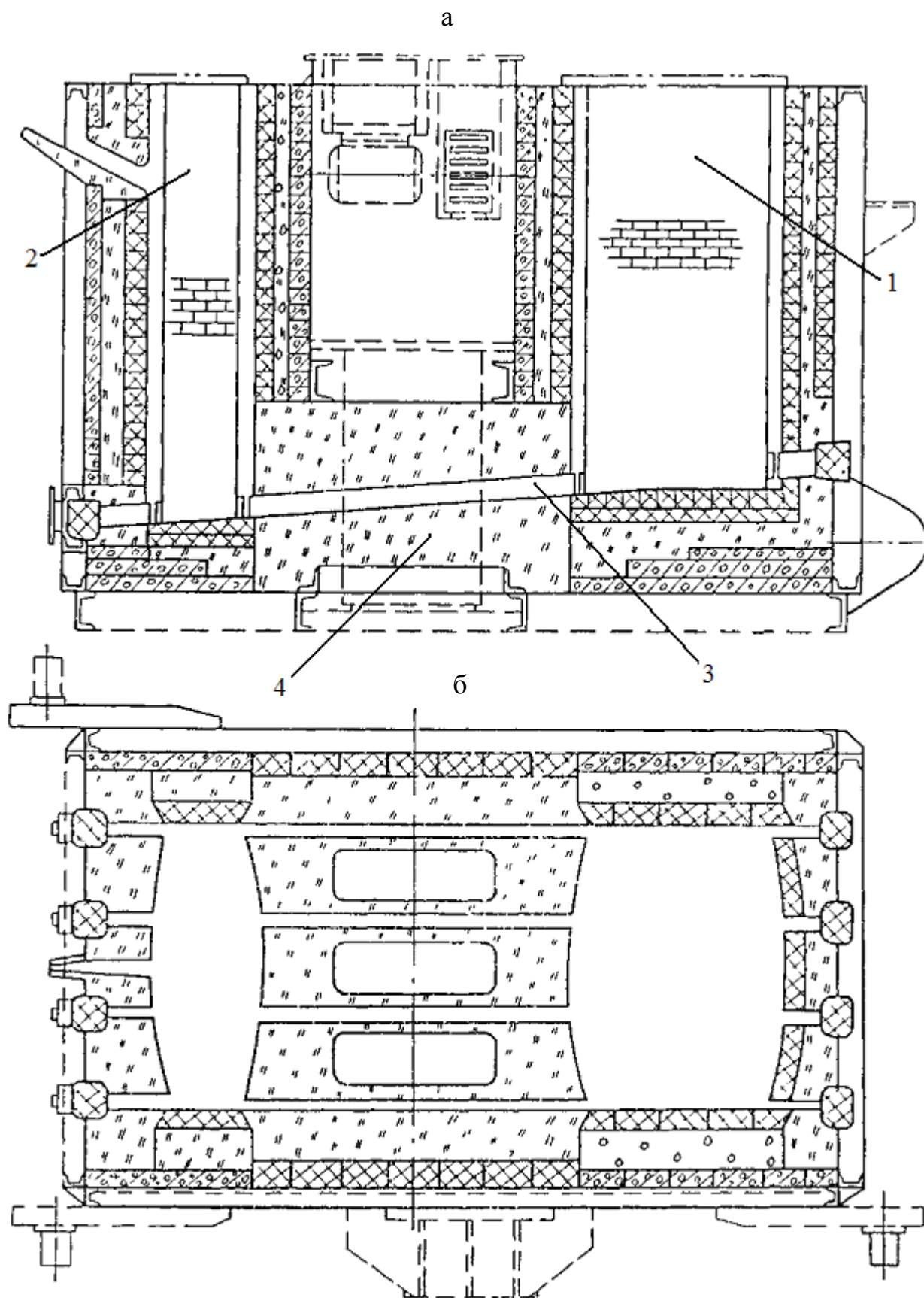


Рис. 5.3. Индукционная каналная печь в разрезе по горизонтали (а) и вертикали (б): 1 – загрузочная ванна; 2 – сливная ванна; 3 – каналы; 4 – подовый камень

На рис. 5.4 и 5.5 показаны схемы электрического и вакуумного миксеров.

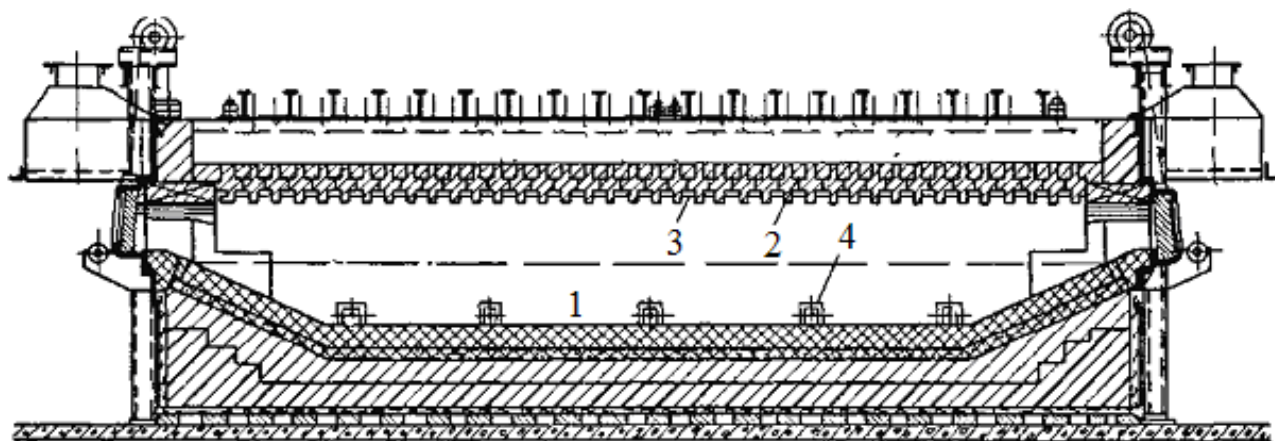


Рис. 5.4. Электрический миксер: 1 – ванна; 2 – подвесной свод; 3 – нагреватели; 4 – лётки для выдачи металла

Индукционные плавильные печи промышленной частоты в настоящее время применяют для переплава отходов алюминия и его сплавов. Печь (рис. 5.6) представляет собой тигель из огнеупорного материала, окруженный индуктором и установленный на подине, укрепленный в металлическом каркасе. Вся печь с помощью гидравлических цилиндров может поворачиваться вокруг оси для слива металла.

Тигель печи изготовлен из жаростойкого бетона или набивной массы. При соблюдении необходимых требований эксплуатационная кампания печи, которая в основном зависит от стойкости футеровки, составляет 12...15 мес.

Индукционные тигельные печи, работающие на переплавке низкосортных отходов, имеют следующие технико-экономические показатели:

- угар при переплаве низкосортных ломов – 2 %;
- стойкость тигля, мес. – более 6;
- производительность печи при переплаве отходов, т/сут – 21...25.

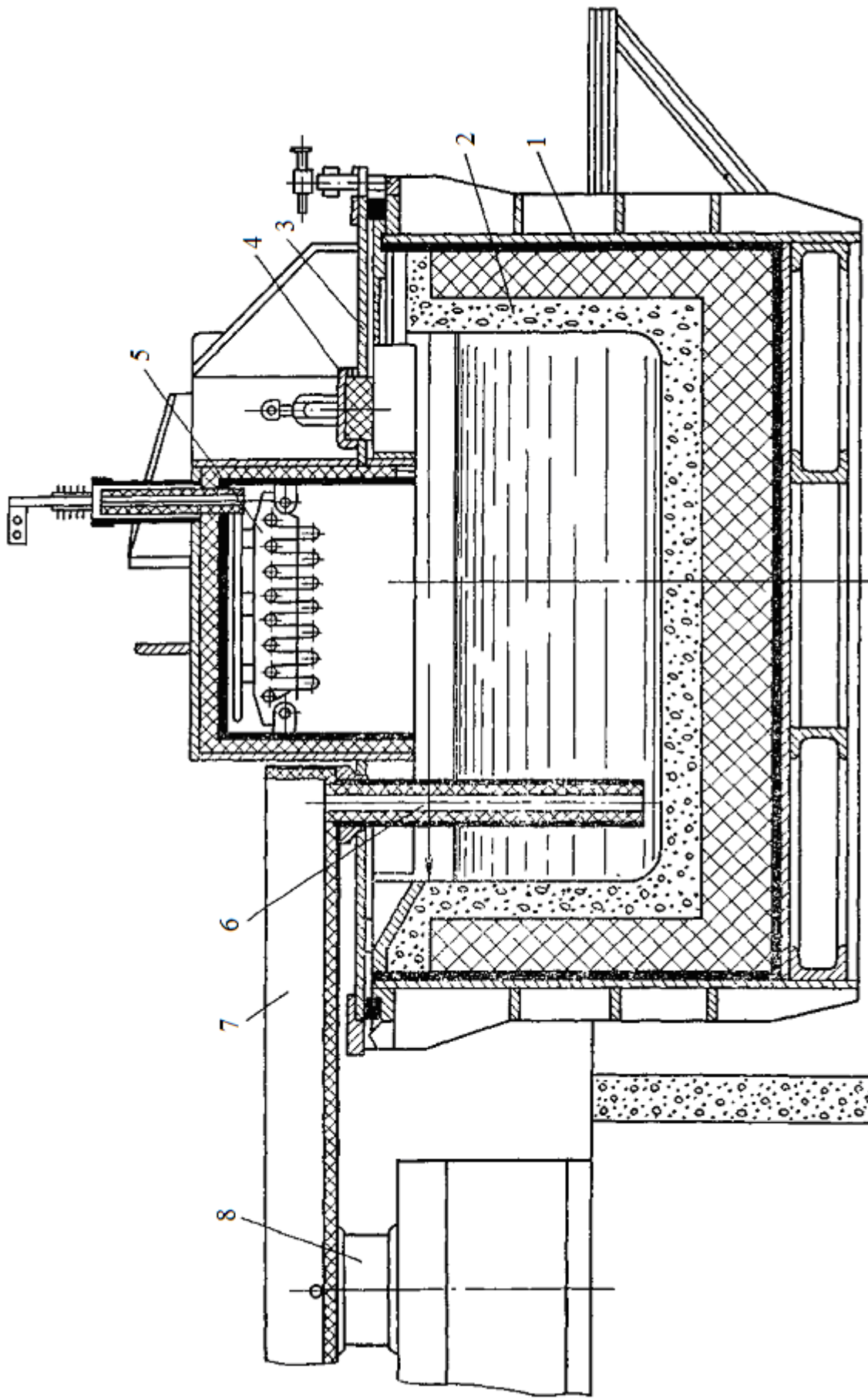


Рис. 5.5. Схема вакуумного миксера: 1 – стальной корпус; 2 – футеровка из жароупорного бетона; 3 – крышка; 4 – люк для установки мешалки; 5 – нагреватель; 6 – литейная труба; 7 – распределитель металла; 8 – кристаллизатор

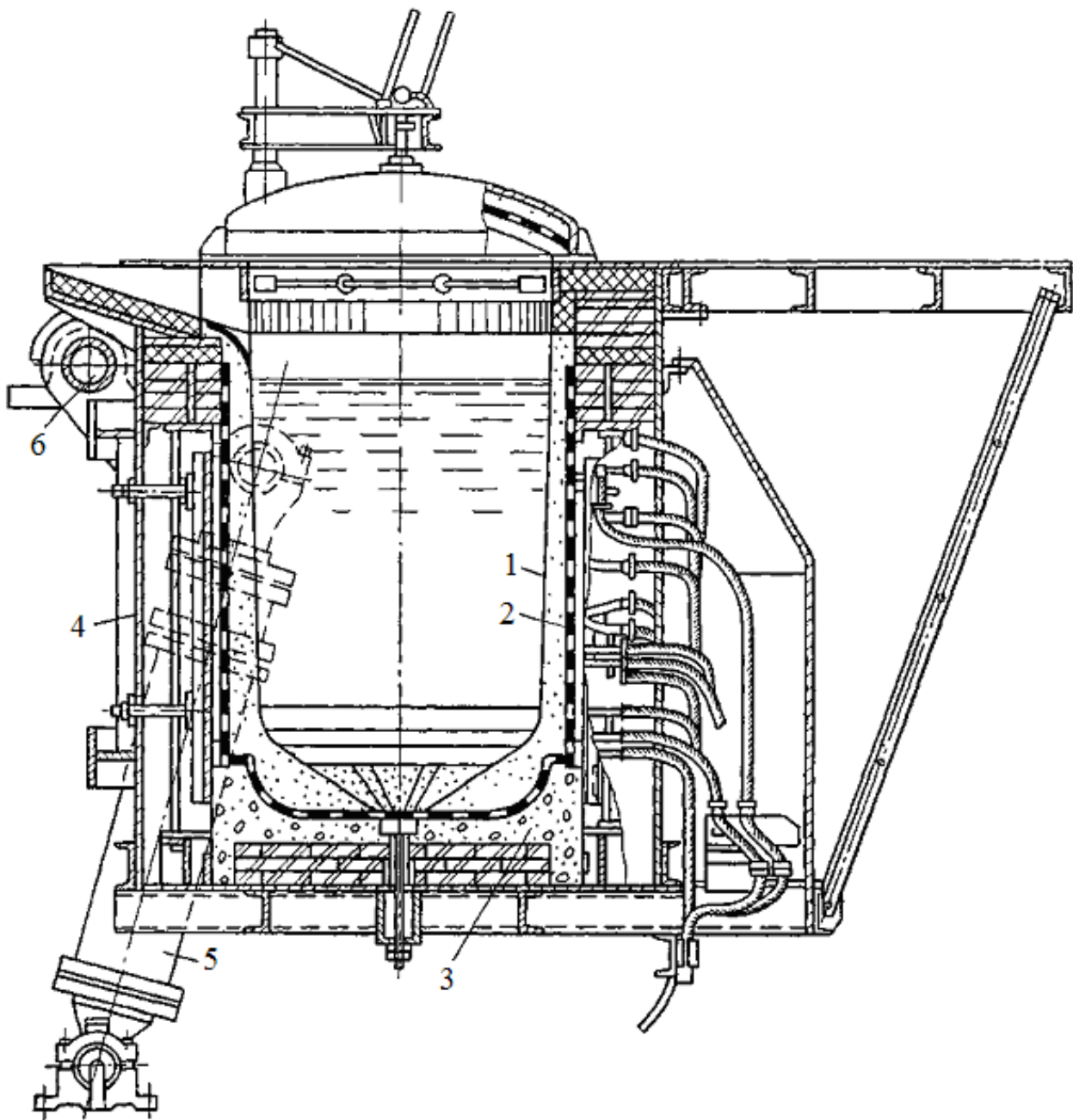


Рис. 5.6. Индукционная тигельная печь: 1 – тигель; 2 – индуктор; 3 – подина; 4 – каркас; 5 – гидравлические цилиндры; 6 – ось поворота печи

6. НЕПРЕРЫВНОЕ ЛИТЬЕ СЛИТКОВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Непрерывным литьем называют такой способ литья, в процессе которого из кристаллизатора (формообразователя) извлекается частично затвердевшая заготовка, длина которой больше длины кристаллизатора.

По характеру силового взаимодействия затвердевающей отливки способы непрерывного литья подразделяются на III класса.

К первому классу относятся способы литья, при которых подвижные кристаллизаторы перемещаются вместе с заливаемым в них расплавом и затвердевающей отливкой вплоть до образования в ней достаточно прочной корки. Непрерывное литье в подвижные кристаллизаторы используют в основном для получения тонколистовых заготовок, а также лент и проволоки из легкоплавких сплавов.

Ко второму классу относятся способы литья в кристаллизаторы скольжения (получил наибольшее распространение). Для этих способов литья характерно постоянное или периодическое относительное перемещение затвердевающей отливки и кристаллизатора.

К третьему (небольшому) классу относятся способы непрерывного литья, при которых кристаллизатор, выполняющий обычно роль формообразующего устройства и охладителя, отсутствует.

Непрерывное литье обладает рядом достоинств:

- высокая интенсивность охлаждения расплава способствует направленной кристаллизации, уменьшению ликвационной неоднородности, неметаллических и газовых включений;
- непрерывная подача расплава в кристаллизатор (постоянная лунка жидкого металла выполняет роль прибыли) обеспечивает постоянное питание растущих кристаллов и тем самым устраняет усадочные дефекты (раковины, рыхлоты, пористость);
- высокий выход годного, достаточно высокая точность размеров;
- хорошо поддается автоматизации и механизации.

6. 1. Основные типы кристаллизаторов, применяемых при литье слитков из алюминиевых сплавов

При отливке круглых слитков широко применяют кристаллизаторы различных конструкций, состоящие из корпуса – охладителя и гильзы – кристаллизатора, изготавливаемых из алюминиевых сплавов (рис. 6.1).

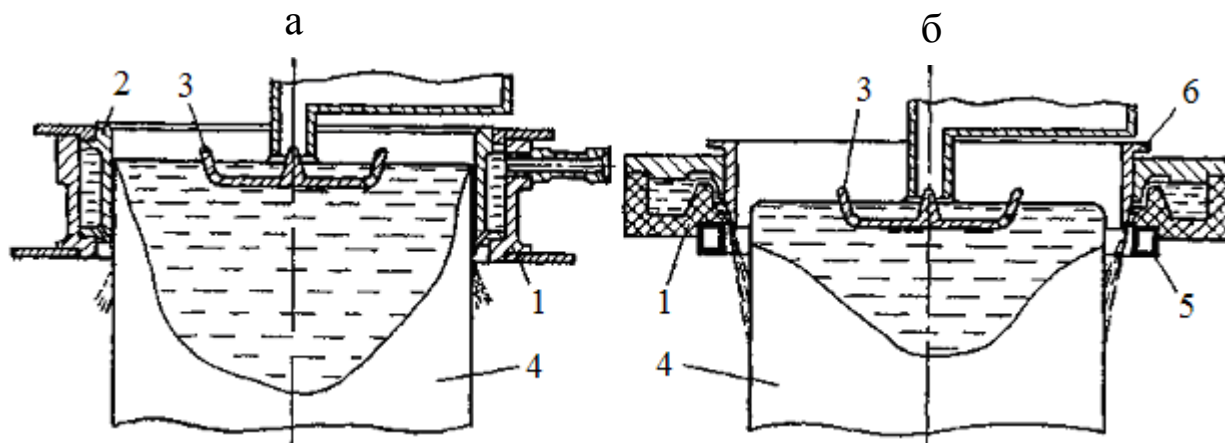


Рис. 6.1. Схема кристаллизатора скольжения (а) и ЭМК (б) для отливки круглых слитков: 1 – корпус; 2 – гильза (кристаллизатор); 3 – распределительное сито – поплавок; 4 – слиток; 5 – индуктор; 6 – экран

В качестве материала для гильзы кристаллизатора используют сплавы типа дюралюминия в закаленном и естественно состаренном состоянии. Рабочую поверхность гильзы шлифуют и полируют. Для уменьшения образования неслитин на поверхности слитков диаметром более 250...300 мм верхнюю часть гильзы высотой 40...60 мм рекомендуют делать конической с углом наклона 3...6°.

Для улучшения охлаждения гильзы водой на ней со стороны корпуса – охладителя делают направляющую по винтовой линии, уменьшают толщину водяного канала между корпусом и гильзой, устанавливая перегородку.

Отливку слитков диаметром 80...200 мм часто производят в кристаллизаторы, гильзы которых изготовлены штамповкой из листа. Это резко снижает трудоемкость изготовления кристаллизаторов.

С целью улучшения поверхности слитков, уменьшения неслитин и ликвационных наплывов рекомендуют комбинированные кристаллизаторы с использованием различных тепловых насадок. Предложен для этих целей кристаллизатор с сублимирующим покрытием.

Кристаллизаторы для отливки плоских слитков изготавливают из листов и пресованных профилей специального сечения. Для этого применяют сплавы типа АМц, так как сплавы необходимо сваривать. Рабочую поверхность кристаллизаторов можно делать рифленой. Это позволяет уменьшить ликвационные наплывы и неслитины.

В последнее время широко применяют отливку слитков в электромагнитные кристаллизаторы (рис. 6.2).

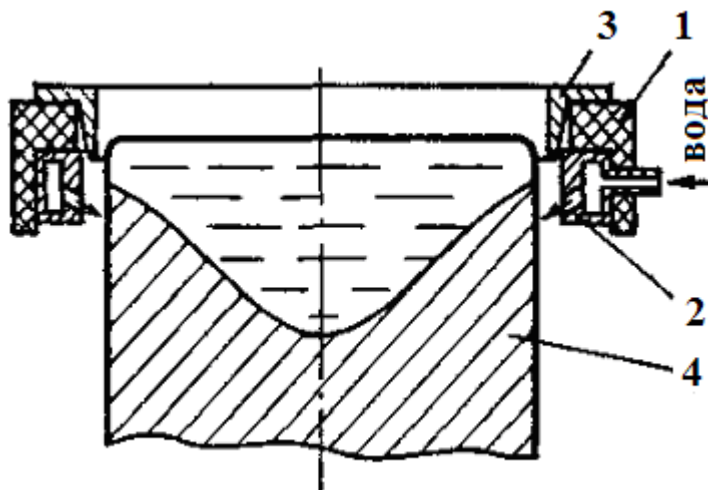


Рис. 6.2. Схема электромагнитного кристаллизатора для отливки плоских и круглых слитков: 1 – корпус; 2 – индуктор; 3 – экран; 4 – слиток

Литье с формированием формы слитка электромагнитным полем позволяет полностью исключить механическое взаимодействие между слитком и кристаллизатором, что обеспечивает высокое качество поверхности.

Слитки в этом случае не имеют ликвационных наплывов, неслитин, рванин и других поверхностных дефектов и успешно используются без механической обработки при горячем деформировании.

На рис. 6.2 показан кристаллизатор простейшей конструкции с высокой эксплуатационной стойкостью. Такие кристаллизаторы просты в обслуживании и ремонте, позволяют использовать для охлаждения индуктора и слитка простую техническую воду, что обеспечивается наличием в индукторе отверстий диаметром 6 мм и более для подачи воды на слиток. Индуктор одновременно служит и коллектором – распределителем охлаждающей слиток воды. Типичные режимы литья слитков приведены в табл. 6.1

Режим литья слитков

Высота кристаллизатора, мм	Диаметр слитка, мм	Скорость литья, м/ч	Высота кристаллизатора, мм	Диаметр слитка, мм	Скорость литья, м/ч
Сплав В93			Сплав В95		
120	112	10	120	112	10
120	120...130	9,0	120	120...130	9
150	160...170	5,9	150	160...170	5,6
150	190...200	5,3	150	190...200	5,0
150	230...240	4,7	150	220...240	4,7
180	270...280	3,2	180	270...280	3,0
180	310...320	2,7	180	310...320	2,5
180	350...360	2,4	180	350...360	2,2
180	430...440	1,9	180	430...440	1,7
180	650	1,2	180	650	1,0
180	800	1,0	180	800	0,75
			Сплав 1960		
			180	270...280	2,5

6. 2. Тепловое взаимодействие слитка с кристаллизатором

Теплопередача при непрерывном литье слитков представляется сложным процессом, так как на различных участках по длине кристаллизатора (высоте кристаллизатора) существуют различные условия.

В соответствии с характером теплопередачи кристаллизатор по длине может быть разбит на следующие зоны:

- непосредственного контакта жидкого металла со стенкой кристаллизатора;
- пульсирующего (дискретного) контакта (начала образования зазора);
- теплопередачи через газовую прослойку между стенкой кристаллизатора и наружной поверхностью слитка.

Кроме того, для алюминиевых сплавов большое значение имеют передача тепла теплопроводностью в осевом направлении и наличие зоны вторичного охлаждения слитка водой.

Представляет интерес определение коэффициента теплоотдачи (α) от слитка к охлаждающей воде. Это можно сделать, используя температурные кривые охлаждения, полученные для слитков АД1 ($\varnothing 330$ мм) методом вмораживания термопар. Из полученных данных видно закономерное снижение величины α , а затем ее возрастание при достижении поверхностью рассматриваемого слоя среза кристаллизатора. С уменьшением диаметра слитка величина α возрастает. Характер кривой при данном диаметре слитка практически не зависит от скорости литья.

Исследования позволили установить, что в местах подвода воды температура кристаллизатора наибольшая и там чаще всего образуются надрывы на слитках, а там, где температура наименьшая, образуются неслитины.

Исследования показали, что для предотвращения образования надрывов необходимо применять кристаллизатор, материал которого не смачивается металлом (графит), создавать равномерную смазку кристаллизатора, обеспечить тщательную его полировку и равномерное охлаждение, осуществлять плавное движение машины, особенно в начальный момент литья, вести процесс литья с низким уровнем металла в кристаллизаторе, поддерживать оптимальные условия охлаждения как кристаллизатора, так и слитка.

Важное значение для дальнейшей обработки давлением слитков имеют остаточные напряжения в них. Установлено, что величина напряжений зависит от диаметра слитка и марки сплава. С увеличением диаметра слитка наблюдается тенденция к возрастанию величины максимальных напряжений, и при больших сечениях она приближается к величине предела текучести сплава. Отмечается также, что по мере снижения пластических характеристик сплава величина остаточных напряжений возрастает. Так, остаточные напряжения в

слитках сплава В95 выше, чем сплавов Д1 и Д16, и намного больше, чем в слитках малолегированного высокопластичного сплава марки АВ.

На величину остаточных напряжений большое влияние оказывает интенсивность охлаждения поверхности слитка. Уменьшение высоты кристаллизатора приводит к возрастанию интенсивности охлаждения и вызывает возрастание остаточных напряжений.

Увеличение скорости литья не оказывает существенного влияния на величину остаточных напряжений.

В плоских слитках напряжения изменяются от сжимающих на периферии до растягивающих в средних слоях. При этом уровень напряжений в областях, прилегающих к узкой грани, несколько выше, чем в центральных по ширине слитка, поэтому всегда есть опасность образования трещин в углах.

6. 3. Трещинообразование в слитках

Жесткие условия охлаждения в процессе непрерывного литья определяют появление высоких термических напряжений. Проблема трещинообразования является одной из основных при освоении крупногабаритных слитков из высоколегированных алюминиевых сплавов.

По характеру условий возникновения трещины в слитках разделяют на горячие и холодные. Горячие трещины возникают при температурах, превышающих температуру реального солидуса сплава, холодные – при охлаждении слитков до сравнительно низких температур. Иногда холодные трещины образуются в процессе вылеживания слитков после отливки и при термической обработке.

Основными причинами образования горячих трещин являются величина эффективного интервала кристаллизации, пластичность сплава, а также деформация в этом температурном интервале.

Холодные трещины образуются в том случае, если литой материал при температурах ниже солидуса обладает недостаточной пластичностью.

В круглых слитках наиболее часто возникают центральные трещины (рис. 6.3). По характеру возникновения они могут быть как горячими, так и холодными.

Радиальные трещины, как правило, являются горячими, и их возникновение соответствует моменту времени, при котором скорости охлаждения внешних слоев превышают скорости охлаждения внутренних слоев.

Реже возникают круговые трещины (рис. 6.4), причина образования которых, по мнению В.И. Добаткина, связана со структурой слитка и технологической подготовкой расплава. Эти трещины чаще всего наблюдаются в слитках со столбчатой структурой.

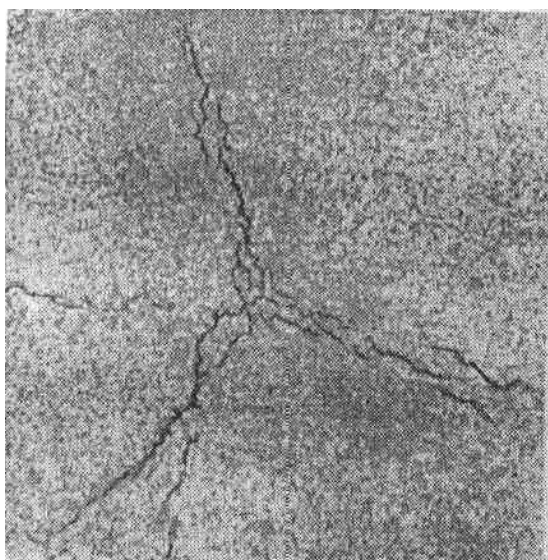


Рис. 6.3. Центральные трещины в слитке сплава АВ диаметром 540 мм



Рис. 6.4. Круговая трещина в слитке сплава В96ц диаметром 260 мм

Поперечные трещины наблюдаются, как правило, при литье слитков диаметром более 500 мм из высоколегированных малопластичных сплавов и являются по своей природе холодными трещинами.

В плоских слитках наиболее распространенными горячими трещинами являются так называемые поверхностные трещины, располагающиеся в основном на поверхности широких граней слитка. Для сплавов с узким интервалом затвердевания характерны трещины большой протяженности, в

сплавах с широким интервалом затвердевания образуется сетка трещин сравнительно небольшой протяженности.

Образование холодных трещин в сильной степени зависит от отношения ширины слитка к его толщине (кратности). При величине кратности более четырех вероятность образования холодных трещин резко возрастает.

При выходе слитка из кристаллизатора внешняя поверхность его затвердевшей корки подвергается интенсивному охлаждению струями воды, в результате чего температура здесь падает до температуры воды. Температура корки со стороны металла остается равной температуре кристаллизации. В результате возникшего градиента температур корка изгибается в сторону жидкого металла. В связи с тем, что корка на выходе из кристаллизатора связана с расположенными выше слоями, последние также получают изгиб, величина которого будет возрастать с уменьшением радиуса кривизны. При этом слои корки со стороны жидкого металла получают деформацию растяжения, а поверхностные – сжатия. В том случае, если эти деформации превышают пластичность затвердевающего металла, возникают трещины. Последние могут выйти на поверхность либо остаться в подкорковом слое.

Технологические параметры литья влияют на процесс трещинообразования в плоских слитках следующим образом:

1. Увеличение скорости литья, приводящее к уменьшению толщины корки на выходе слитка из кристаллизатора, повышает вероятность образования поверхностных трещин.

2. Неравномерность охлаждения широкой грани слитка, вызываемая профилированием нижнего среза кристаллизатора, а также случайными причинами (засор системы охлаждения и т.п.), приводит к локальным уменьшениям радиуса кривизны корки и способствует возникновению поверхностных трещин.

Для получения слитков с плоской поверхностью необходимо профилировать кристаллизатор, делая его выпуклым.

Основной причиной возникновения горячих трещин является различная скорость охлаждения центральных и периферийных слоев на уровне дна лунки.

Вероятность образования центральных горячих трещин может характеризовать коэффициент

$$K = (\nu_{\text{ц}} - \nu_{\text{п}})R^2,$$

где $\nu_{\text{ц}}$, $\nu_{\text{п}}$ – скорости охлаждения центра и поверхности слитка соответственно;

R – радиус слитка.

Значения коэффициента K при принятых в промышленности скоростях литья для сплава Д16 находятся в пределах $(3...4)10^4$ град·см²/мин. Следует отметить, что в случае материалов с очень низкими характеристиками пластичности в твердом состоянии при низких скоростях литья будут возникать холодные трещины, а при высоких – горячие.

Опыт литья слитков самых разнообразных сечений показывает, что образование трещин зависит от трех параметров: толщины слитка (b), кратности (n) и скорости литья ($\nu_{\text{л}}$). Склонность к образованию горячих трещин зависит от толщины слитка (b) и скорости вытягивания ($\nu_{\text{л}}$), а холодных – от всех трех параметров (рис. 6.5).

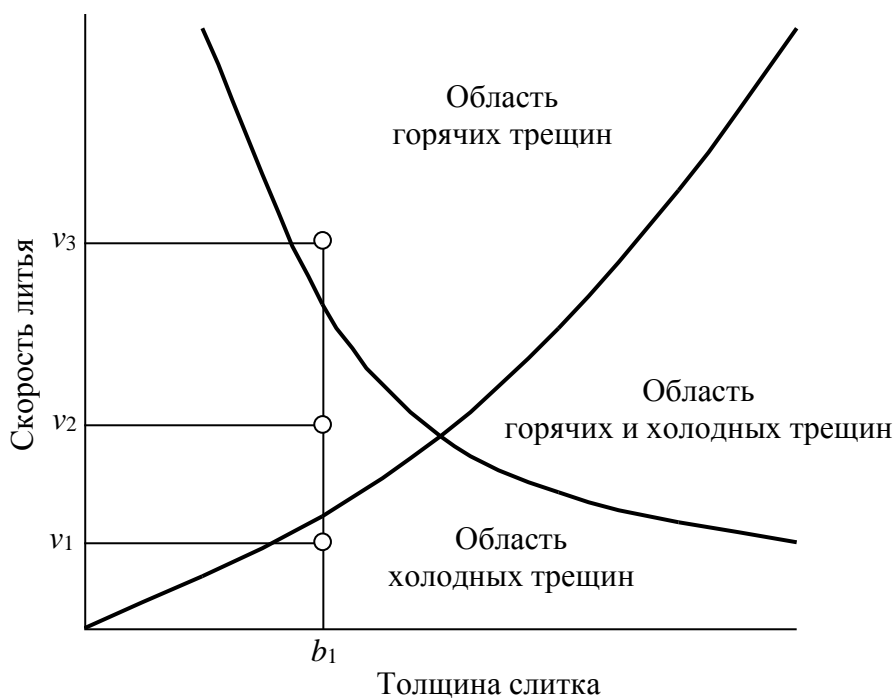


Рис. 6.5. Зависимость склонности к образованию трещин от толщины слитка при заданной кратности n и скорости литья и (слиток толщиной b_1 при скорости литья ν_1 отливается с образованием холодных трещин, при ν_2 – без трещин, при ν_3 – с образованием горячих трещин)

Успешное литье плоских слитков ограничивается следующими двумя условиями:

1. Скорость литья должна быть не больше величины, определяемой по формуле

$$v_{\text{л}} = \frac{K_1}{v^m},$$

где m – показатель степени, равный 1,5;

K_1 – постоянная, зависящая от природы сплава.

Соблюдение этого условия обеспечивает отсутствие горячих трещин.

2. Скорость литья должна быть не меньше величины, вычисляемой по формуле

$$v_{\text{л}} + K_2 v^x \left(\frac{n}{n+1} - a \right)^y,$$

где K_2 – постоянная, зависящая от природы сплава;

a – коэффициент, равный 0,5:

x и y – показатели, отличные от нуля.

Соблюдение этого условия исключает образование холодных трещин.

6. 4. Методы борьбы с трещинами

Донные трещины. Для борьбы с донными трещинами на дно перед началом литья подливают чистый алюминий. Залитый на поддон алюминий к началу заливки сплава успевает частично затвердеть. Поступающий в слои жидкого алюминия сплав, как жидкость более тяжелая, вытесняет жидкий алюминий. Часть вытесненного алюминия застывает на стенках кристаллизатора, а остальная часть – еще жидкая – разливается на поверхности жидкого сплава и к моменту начала опускания поддона застывает, образуя на поверхности корку, которая легко удаляется.

Благоприятное воздействие алюминия основано на более высоком коэффициенте линейного расширения и меньшей чувствительности алюминия

к надрезу, что позволяет, во-первых, уменьшить величину растягивающих напряжений на дне и, во-вторых, дает возможность избежать возникновения начальной трещины по местам концентрации напряжений.

Головные трещины. Остановка слитка и постепенное затвердевание головной части его приводят к возникновению растягивающих напряжений. Ранее остывшие слои слитка вызывают торможение усадки остывающей головной части. Возникающая в этой части усадочная трещина проникает в слиток, вызывая перераспределение и разрушение слитка, сопровождающееся сильным ударом, причем части слитка могут разлететься на значительные расстояния.

Для того чтобы этого не произошло, после отливки слитка нужной длины прекращают подачу металла, движение слитка продолжается почти до выхода из кристаллизатора, после чего слиток останавливают. К этому моменту в лунке остается некоторое количество жидкого металла. Если после остановки слитка подачу воды прекратить, то посредством тепла расплава верхняя часть слитка разогревается выше 350°C , нагрев снимает напряжения и тем самым прекращается возможность образования трещин.

Для устранения боковых трещин при литье плоских слитков твердых сплавов успешно применяется кристаллизатор с вырезами у малых граней, что позволяет перераспределить напряжения в слитке.

С целью ликвидации холодных трещин при литье круглых слитков больших диаметров успешно может быть использован метод удаления воды, охлаждающей слиток, с помощью воздуха. При этом центральные слои охлаждаются с меньшей скоростью, а наружные разогреваются от внутренних, в результате чего происходит выравнивание температуры по сечению слитка.

Поверхностные трещины. Трещины этого типа являются кристаллизационными, располагаются, как правило, на широких гранях, при литье в ЭМК могут образоваться и на узких гранях. Их направление совпадает с направлением вытягивания слитка.

Склонность к образованию поверхностных трещин зависит от природы сплава, температуры на выходе и распределения температур по периметру

слитка. Чем выше выходная температура и чем больше неравномерность температуры поверхности, попадающей под воду, тем больше возможность образования трещин.

Для устранения трещин на слитках необходимо подбирать оптимальные скорости литья, иметь высококачественную поверхность кристаллизатора, организовать подачу металла в лунку плавно, желательно в горизонтальной плоскости, без бьющих в стенки лунки струй.

Регулирование химического состава сплава. Склонность к образованию холодных трещин можно снизить путем изменения химического состава сплава, способствующего улучшению его пластических свойств при комнатных температурах. Установлено, что кремний влияет на образование трещин в сплаве Д16. Изменение его содержания в пределах 0,2...0,5% приводит к тому, что при комнатной температуре сопротивление изгибу гладких образцов падает с 61 до 45 МПа, а угол изгиба – с 12 до 5°.

Превышение содержания железа над кремнием способствует резкому снижению трещинообразования при отливке слитков.

То же самое справедливо и для сплавов Д19, М40, АМц, АМг5, АМг6, В95, и др. С повышением содержания магния до 1,8% увеличивается склонность к образованию трещин.

Наибольшее влияние на горячеломкость алюминия оказывает кремний. Максимум горячеломкости сплавов системы Al–Si обнаруживается при содержании его 0,1...0,2%. Максимум горячеломкости соответствует наличию в конце кристаллизации 5...7% неравновесной эвтектики.

Горячеломкость снижается с уменьшением размера зерна и при отсутствии столбчатой структуры.

В тройной системе Al–Fe–Si соотношение железа и кремния должно быть в пределах 1,3...1,5. Железо благоприятно сказывается на размере рекристаллизованного зерна.

При концентрации кремния выше 0,15% литейные свойства сплава Д1 улучшаются. Сплав АК8 представляет собой тот же сплав Д1, но легированный кремнием. Он обладает лучшими среди дюралюминиев литейными свойствами.

Основное влияние на горячеломкость сплава АВ оказывает медь, содержащаяся в сплаве в пределах 0,2...0,6%. Горячеломкость резко возрастает с увеличением ее содержания. Кремний при концентрациях 0,6...1,2% оказывает положительное влияние. В сплаве АВ следует обеспечивать концентрацию меди 0,2...0,3%, а кремния – 0,9...1,2%.

Горячеломкость алюминиевых сплавов, легированных 0,45% Mg и 0,9% Si, изменяется в зависимости от содержания меди следующим образом:

САВ (0,01% Cu)	– не склонен к горячеломкости
АВ (0,25% Cu)	– средняя горячеломкость
АВ (0,5% Cu)	– очень высокая горячеломкость
АК6 (2,2% Cu)	– незначительная горячеломкость
АК8 (4,2% Cu)	– не склонен к горячеломкости

В сплавах алюминия с магнием положительное влияние на горячеломкость оказывает добавка десятитысячных долей процента бериллия. Особенно вредной в этих сплавах является примесь натрия. Натрий в сплав может попасть с чушковым алюминием, где его содержание колеблется в пределах 0,001...0,005%, с магнием, где он допускается до 0,01%, при введении в плавку отходов сплавов с высоким содержанием натрия, при использовании флюсов, содержащих соли натрия. Необходимо ограничивать его содержание в первичном алюминии до 0,001%.

Положительное влияние на горячеломкость сплавов системы Al–Mg оказывает содержание Mn до 0,5...0,6%.

Влияние примесей на горячеломкость следует связывать с изменением пластичности сплава в твердожидком состоянии и эффективного интервала кристаллизации.

6. 5. Зональная ликвация в слитках непрерывного литья

Слиткам из цветных сплавов присуща обратная ликвация. Она характеризуется обогащением легкоплавкими составляющими периферийных слоев слитков.

На степень зональной ликвации существенное влияние оказывает скорость охлаждения. Химическая неоднородность тем больше, чем меньше скорость охлаждения.

Изучая ликвацию в слитках алюминиевых сплавов, отлитых непрерывным способом, В.И. Добаткин показал, что в них наблюдается обратная ликвация, степень которой увеличивается с повышением скорости литья. Для того чтобы ограничить снижение содержания меди в центре круглых слитков дюралюминиев (не более 0,3...0,4% от среднего состава), он рекомендует выбирать скорость литья исходя из выражения:

$$v_{л} \leq \frac{2}{D},$$

где $v_{л}$ – скорость литья, м/ч;

D – диаметр слитка, м.

В слитках алюминиевых сплавов больших диаметров, отливаемых в низкие кристаллизаторы с небольшими скоростями литья с непосредственным охлаждением водой, зональная ликвация проявляется весьма слабо. Замена водяного охлаждения на воздушное ведет к резкому усилению обратной ликвации.

Установлено, что в слитках, отлитых при скоростях литья ниже технологической, содержание меди и магния в центральных слоях выше среднего, т.е. ликвация нормальная. Увеличение скорости литья (в том числе до технологической) ведет к уменьшению нормальной ликвации и переходу её в обратную, степень которой увеличивается при дальнейшем повышении скорости литья.

В табл. 6.2 представлены режимы литья сплава Д16 и характер ликвации в слитках из этого сплава при различных скоростях литья и диаметре слитка.

Таблица 6.2

Влияние режимов литья сплава Д16 на характер ликвации в слитках при литье в кристаллизатор скольжения

Диаметр слитка, мм	Скорость литья, мм/мин	Высота уровня металла, мм	Степень ликвации, %	Скорость охлаждения в интервале 530...620 °С, град/мин
55	170	30	+0,16	—
	220		0	—
	350		-0,13	4800
70	120	40	+0,16	1500
	180		-0,08	2850
	250		-0,12	3400
110	113	40	+0,05	1400
	180		-0,15	1950
168	50	85	+0,20	500
	70		-0,03	—
	130		-0,28	1050
250	50	130	+0,09	—
	80		-0,22	—
	130		-0,38	—
330	30	135	+0,05	—
	35		-0,05	140
	45		-0,21	150
	75		-0,28	230

На рис. 6.6–6.8 показана степень ликвации меди, цинка и магния в зависимости от технологических параметров литья.

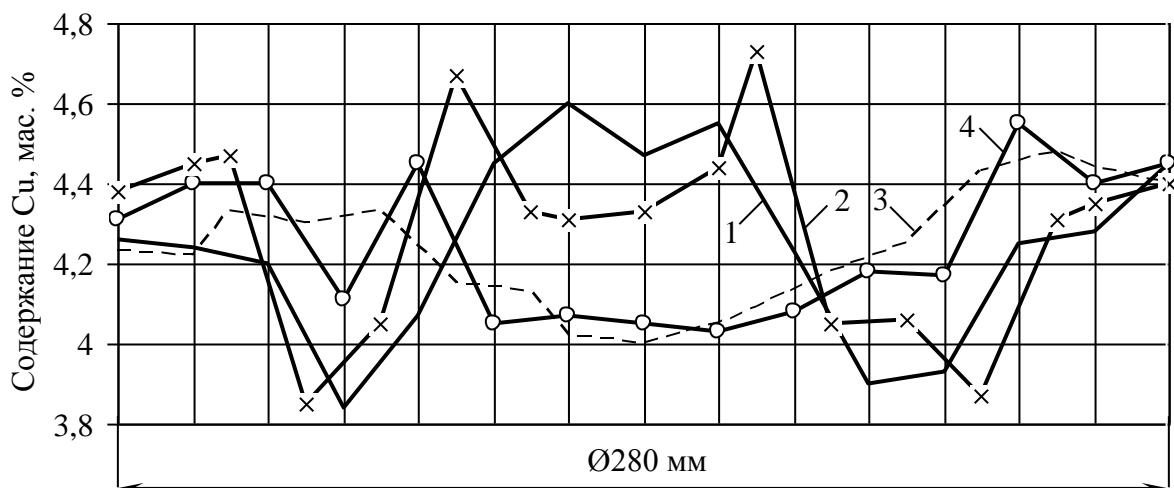


Рис. 6.6. Ликвация меди в слитках сплава Д16 диаметром 280 мм с перемешиванием металла в лунке: 1,2 – сильное; 3 – среднее; 4 – слабое

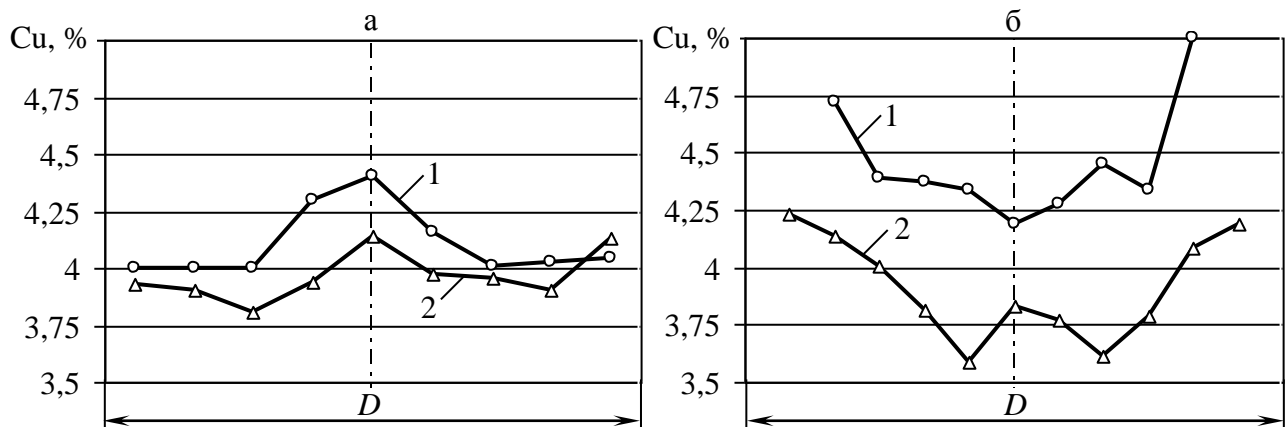


Рис. 6.7. Ликвация меди в слитках сплава Д16 диаметром 270 (1) и 370 мм (2), выплавленных с применением соленоида (а) и без него (б)

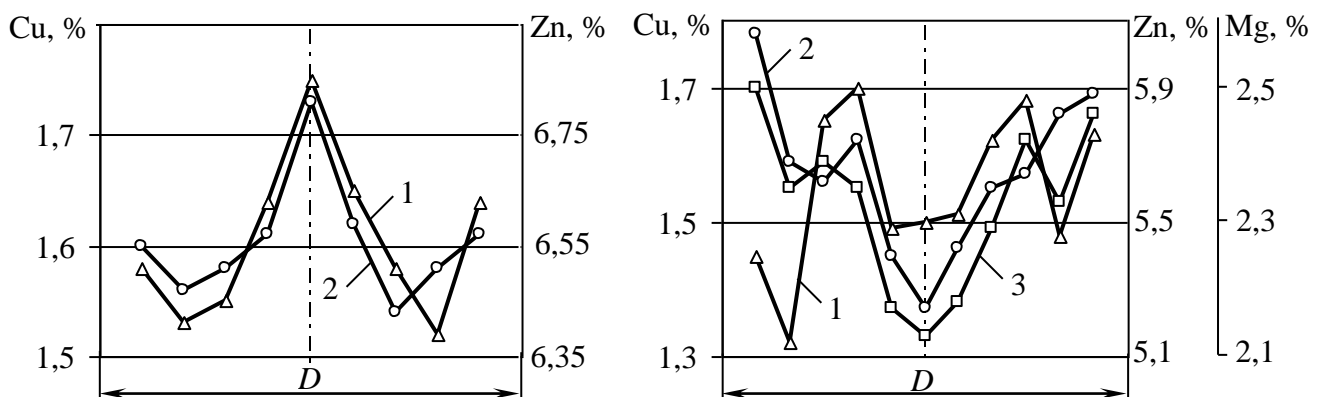


Рис. 6.8. Распределение легирующих компонентов цинка (1), меди (2) и магния (3) в слитках сплава В95: а – диаметром 270 мм, плавка с соленоидом; б – диаметром 370 мм, плавка без соленоида

Используя экспериментальные данные, легко рассчитать и построить график зависимости скорости литья и диаметра слитка, определяющий переход нормальной ликвации в обратную. Степень ликвации в ЭМК несколько уменьшается.

6. 6. Структура и свойства слитков

Микроструктура слитков. Основными факторами, определяющими качество слитков, являются скорости охлаждения и кристаллизации, условия питания затвердевающих слоев, гидродинамика движения металла в лунке и давление над поверхностью расплава. Самый важный из них – скорость охлаждения.

Влияние скорости охлаждения сказывается, в первую очередь, на внутреннем строении зерна, под которым понимают форму, размеры и характер

распределения ветвей дендритов и интерметаллических соединений, залегающих между ними (рис. 6.9). Увеличение скорости охлаждения приводит к тому, что ветви дендритов становятся более тонкими и сама форма хотя и развивается в более ветвистую, но с меньшим количеством ветвей высшего порядка, а залегающие между ними интерметаллические соединения измельчаются (В.И. Добаткин).

Микроструктура слитков, отлитых в кристаллизатор скольжения (КС), соответствует условиям кристаллизации различных зон. Периферийные слои, затвердевающие с небольшими скоростями по причине незначительного охлаждения через стенку кристаллизатора, имеют довольно грубую микроструктуру. Далее, по направлению к центру, она несколько уменьшается из-за увеличения скорости кристаллизации. В центре круглых слитков вследствие возрастания скорости кристаллизации наблюдается тонкая микроструктура, а у плоских слитков в связи с уменьшением скорости кристаллизации структура снова становится более грубой.

При отливке в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК) в слитках формируется несколько отличная микроструктура. В наружных слоях наблюдается очень тонкая микроструктура с разветвленными дендритами и прослойками вторых фаз, в центральных зонах она аналогична микроструктуре, наблюдаемой в слитках, отлитых в кристаллизатор скольжения.

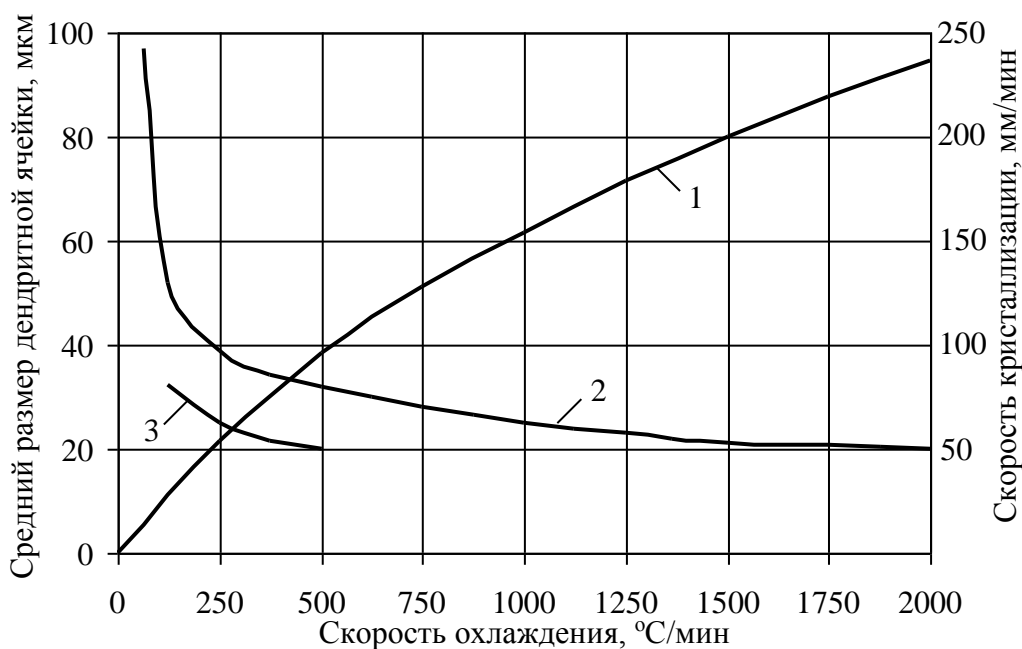


Рис. 6.9. Зависимость скорости кристаллизации (1) и размера дендритной ячейки в слитках сплава Д16 диаметром 50...330 мм, отлитых в КС (2) и ЭМК (3), от скорости охлаждения

На рис. 6.9, 6.10 представлена микроструктура слитков сплава Д16, отлитого в электромагнитный кристаллизатор.

Повышение температуры литья с 730 до 760°С приводит к увеличению площади участка тонкой структуры по всему периметру.

При введении в расплав ультразвуковых колебаний большой мощности и наличии в сплаве модификаторов образуется структура особого типа, названная субдендритной. Такая структура приводит к значительному увеличению пластичности, особенно при высоких температурах.

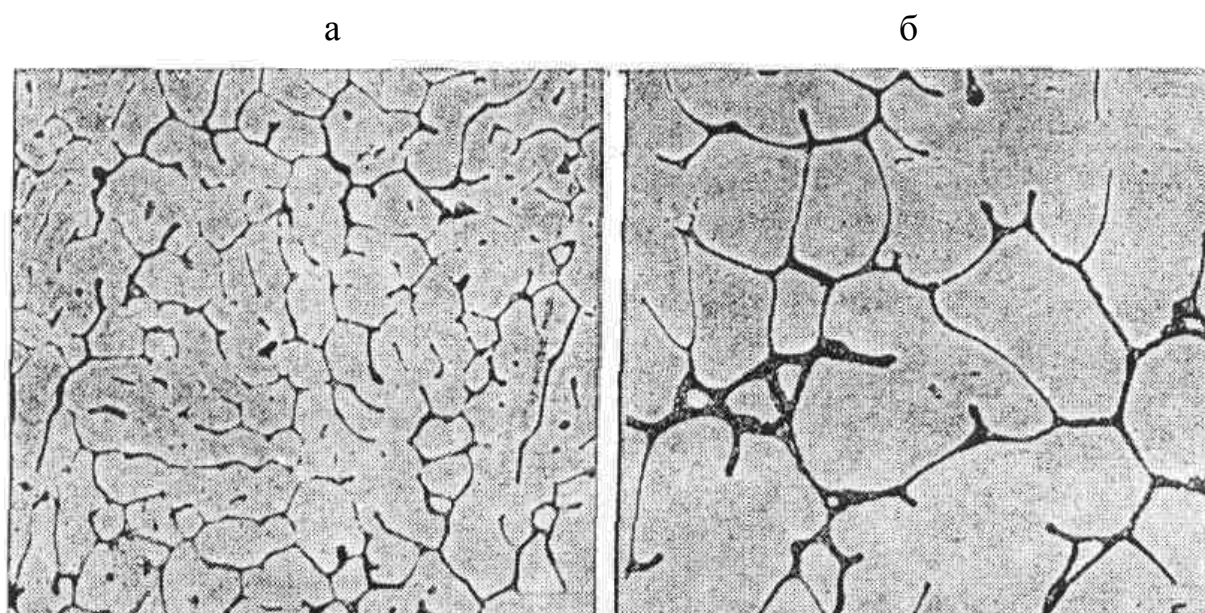


Рис. 6.9. Микроструктура в периферийных слоях (а) и в центре (б) слитка сплава Д16 диаметром 330 мм, отлитого в ЭМК, $\times 150$

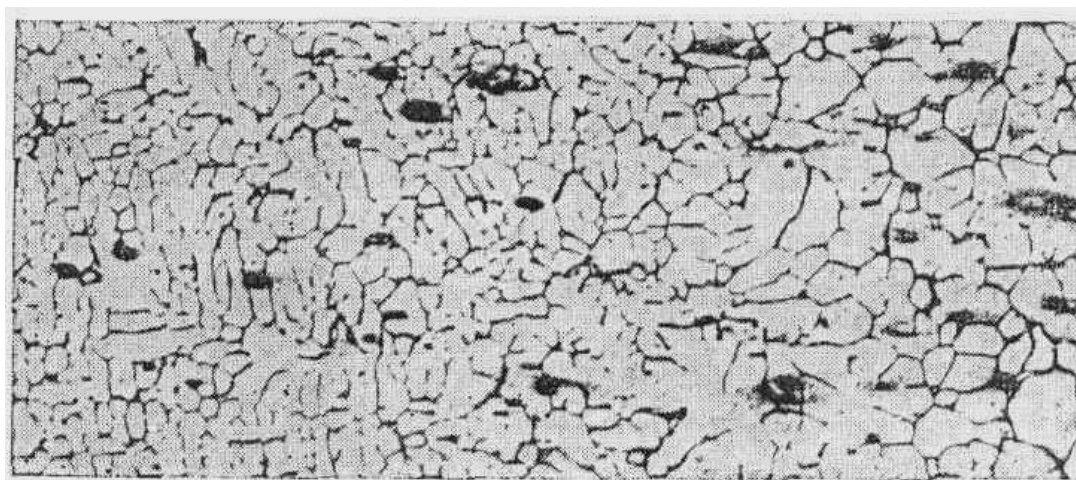


Рис. 6.10. Микроструктура полого слитка Д16 размером 320x94 мм, отлитого в ЭМК, на границе между участками с тонкой и грубой структурой, $\times 100$

Микроструктура оказывает решающее влияние на механические свойства слитков. На рис. 6.11 показано влияние скорости кристаллизации на свойства дуралюмина.

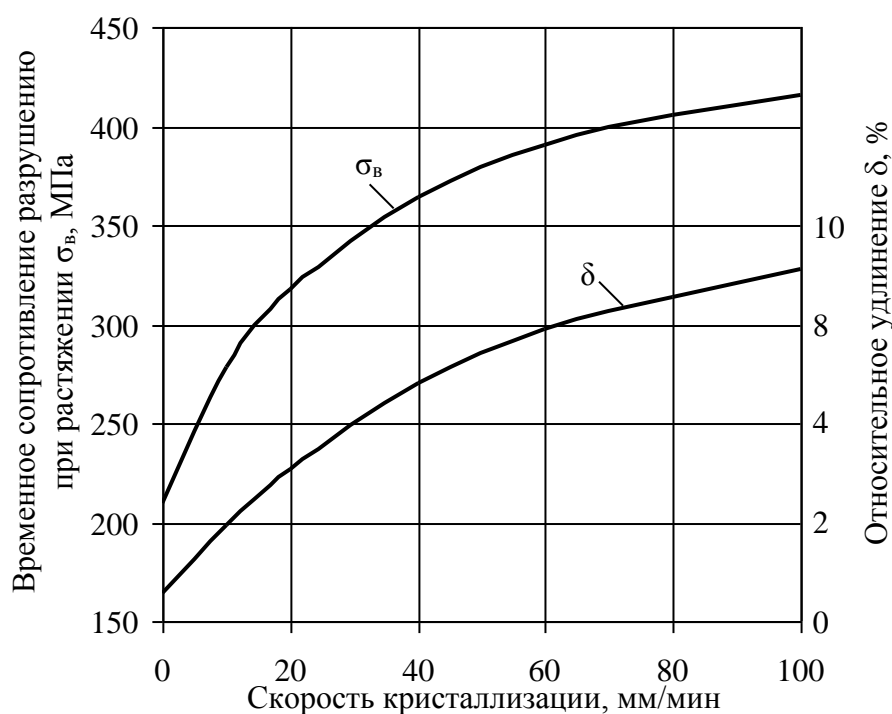


Рис. 6.11. Влияние скорости кристаллизации на свойства дуралюмина

Макроструктура слитков. Макроструктура слитков разных сплавов весьма разнообразна и зависит от их химического состава и условий литья. Обычно макроструктура слитков промышленных сплавов неоднородна по сечению. Различают зону замороженных кристаллов, столбчатую зону и равноосную зону. Размеры каждой из них определяются условиями кристаллизации.

В реальных условиях непрерывного литья слитков в КС различные зоны слитка кристаллизуются при разной интенсивности охлаждения. Кристаллизация поверхностных слоев из-за воздушного зазора между слитком и кристаллизатором происходит при малых значениях коэффициента теплоотдачи в кристаллизаторе. После попадания воды на слиток в зоне вторичного охлаждения интенсивность теплоотвода резко возрастает. По мере

увеличения толщины затвердевшего слоя интенсивность охлаждения кристаллизующихся слоев вновь уменьшается.

Влияние скорости литья носит двойственный характер. С одной стороны, ее увеличение ведет к увеличению скорости кристаллизации и поэтому должно способствовать измельчению структуры. С другой стороны, при этом одновременно увеличивается общая интенсивность охлаждения слитка в результате уменьшения толщины затвердевшего в кристаллизаторе слоя, что должно привести к увеличению склонности к транскристаллизации. Увеличение скорости кристаллизации за счет повышения скорости литья значительно в периферийной и центральной зонах слитка и сравнительно невелико в промежуточной, поэтому с увеличением скорости литья следует ожидать сужения мелкозернистой зоны на периферии и расширения в центральной части. Это подтверждается экспериментально.

В слитках больших диаметров влияние температуры и скорости литья сказывается в большей степени.

Например, в слитках сплава АД1 диаметром 470 мм, отлитых со скоростью 50 мм/мин, периферийная зона составляет 30 мм, со скоростью 80 мм/мин – равна 10 мм. Увеличение диаметра с 330 до 470 мм приводит к некоторому огрублению структуры.

В сплавах, где концентрация компонентов и примесей значительно выше, чем в техническом алюминии, при прочих равных условиях наблюдается общее измельчение зерна и уменьшение зоны столбчатых кристаллов.

Так как макроструктура оказывает большое влияние на технологичность при горячем деформировании и свойства полуфабрикатов, то необходимо стремиться получать в слитках мелкозернистую равноосную структуру.

С целью измельчения зерна в слитках первичного алюминия рекомендуется вводить не менее 0,03% Ti и 0,003% В. С той же целью вводили титан, бор и цирконий в алюминиевые сплавы при производстве

деформированных полуфабрикатов. Наибольшее измельчение происходит при совместном введении титана и бора. Диспергирование модификаторов и введение их в расплав непосредственно при литье слитков значительно повышают эффект модифицирования. Можно использовать лигатуру в виде проволоки, изготовленной из слитков, отлитых непрерывным способом. Механическое измельчение также приводит к измельчению структуры.

Применение электромагнитного перемешивания в процессе непрерывного литья позволяет уменьшить размеры зерна и устранить веерную структуру.

При отливке слитков непрерывным методом в ЭМК кристаллизация металла также осуществляется в электромагнитном поле. При этом наблюдается общее измельчение зерна в слитках большинства сплавов.

Опыт показывает, что для получения равномерной структуры литье необходимо проводить при температурах и скоростях, близких к верхнему пределу.

Общее измельчение макрозерна в слитках, отлитых в ЭМК, ведет к улучшению технологичности слитков при деформировании. Например, при прессовании заготовок из слитков, отлитых с низкими скоростями и температурами литья и имеющих неравномерную макроструктуру по сечению, наибольшие скорости истечения оказались ниже, чем при прессовании заготовок с мелким и равномерным макрозерном, полученных из слитков, отлитых со значительными скоростями литья (50–60 мм/мин) и при температуре литья не ниже 720–730°C. Наличие в слитках зон веерных кристаллов и крупного макрозерна также отрицательно сказывается на технологичности при штамповке и прессовании.

На рис. 6.12–6.16 представлены макроструктуры слитков из алюминиевых сплавов, отлитых в КС и ЭМК при различных скоростях литья.

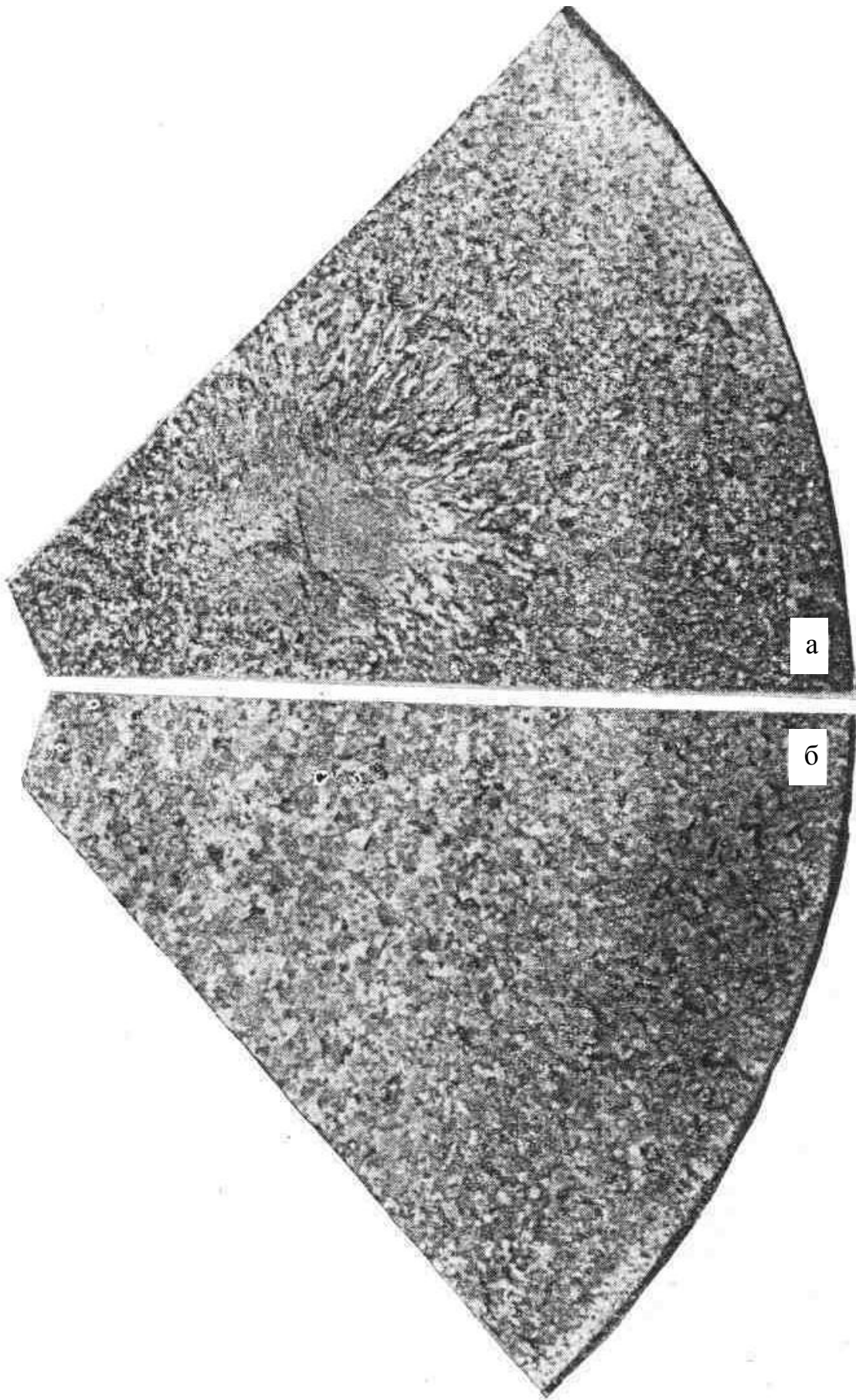
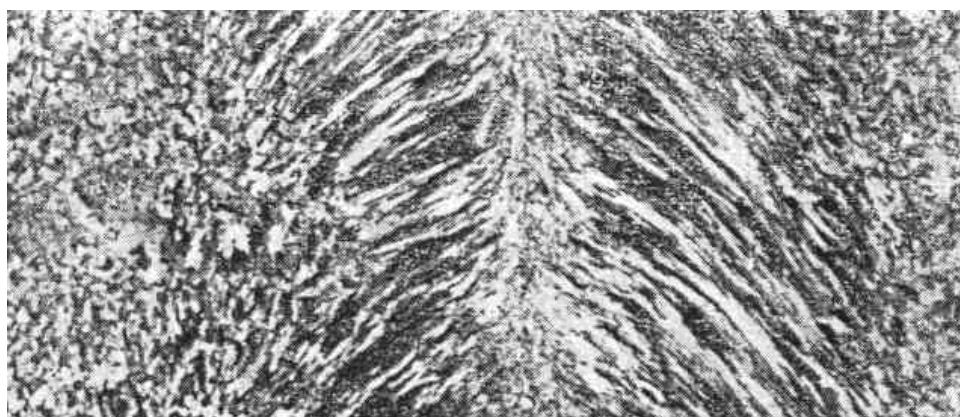


Рис. 6.12. Макроструктура слитков сплава Д16 диаметром 330 мм, отлитых в КС со скоростью литья 45 мм/мин при $H_{ур}$, равном 50 (а) и 120 мм (б)

а



б

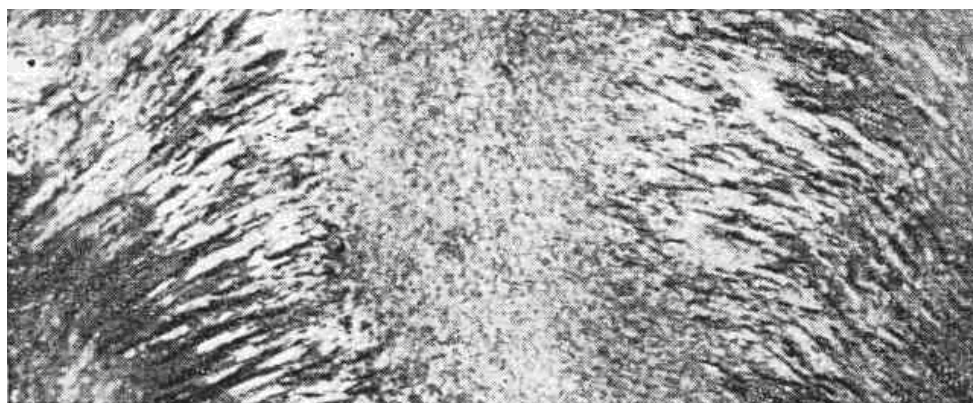


Рис. 6.13. Макроструктура слитков сплава АД1 диаметром 330 мм, отлитых со скоростями 50 (а) и 80 мм/мин (б)

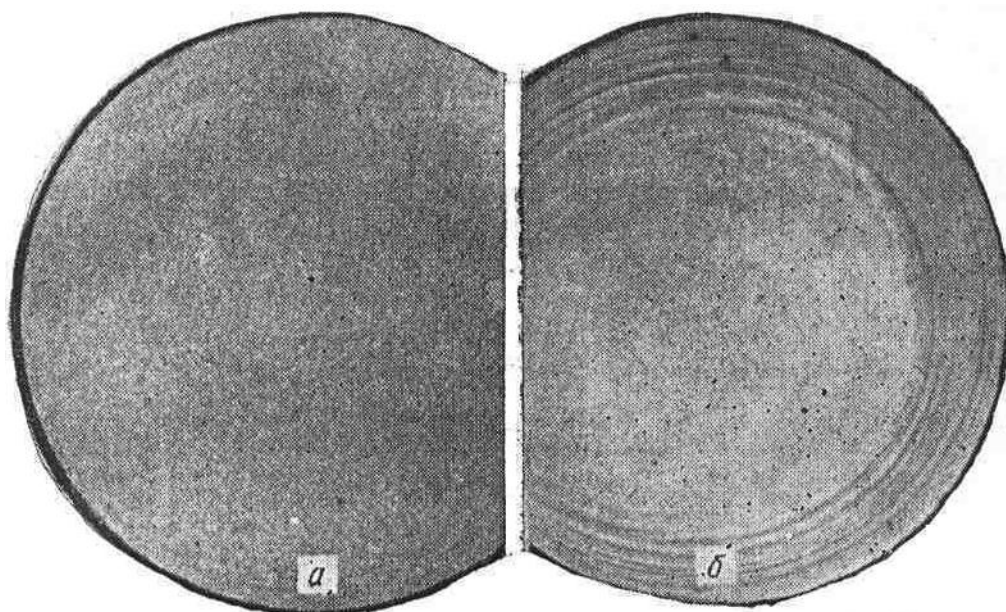


Рис. 6.14. Макроструктура прутков сплава Д16 диаметром 70 мм, полученных из слитков с равномерной (а) и неравномерной (б) структурой

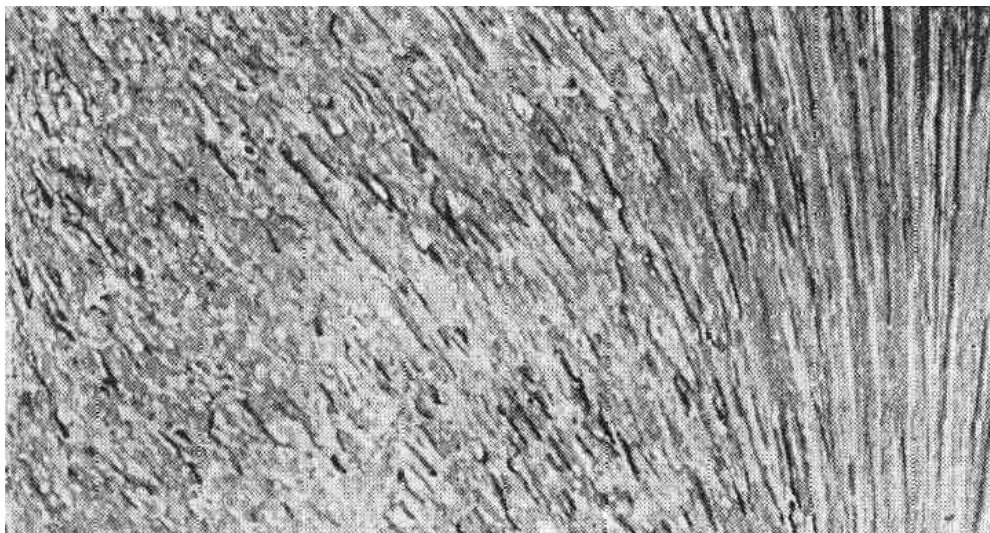


Рис. 6.15. Макроструктура слитка сплава АД1 диаметром 330 мм, отлитого в ЭМК

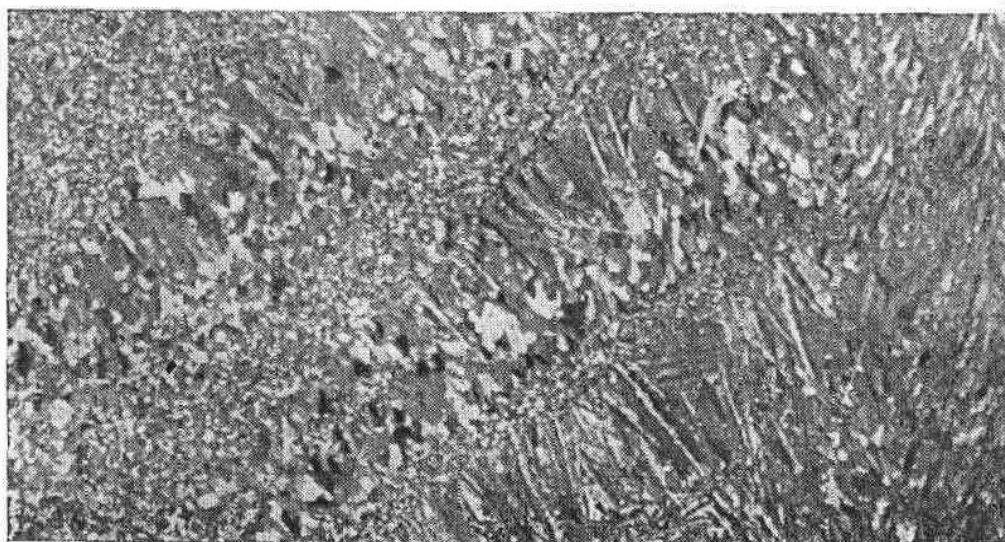


Рис. 6.16. Макроструктура слитка сплава АМг6 диаметром 460 мм, отлитого в ЭМК

6. 7. Влияние некоторых примесей на свойства слитков

На свойства слитков, в том числе и технологичность, при горячем деформировании значительное влияние оказывают примеси в сплавах. Примером может служить наличие натрия в алюминиево-магниевых сплавах с содержанием магния более 3%. В этом случае магний связывает кремний, а натрий остается в свободном виде, увеличивая горячеломкость при литье и деформировании. Статистический анализ брака слябов показал четкую корреляцию между содержанием натрия, характеристиками пластичности и

ударной вязкости. Не допустимо снижение удлинения ниже 35...40%, а ударной вязкости ниже 0,0013...0,0014 Дж/м².

Снижение этих характеристик до 20% и 0,0008 Дж/м² соответственно ведет к 100%-ному браку. При содержании в металле натрия в количестве 0,0006...0,0007% брак при горячей прокатке может достигать 15...20%, но уже концентрация натрия 0,0008...0,0009% приводит к 100%-ному браку по трещинам.

Высокое содержание натрия при температурах горячей прокатки резко ослабляет границы зерен, и признаки пережога наблюдаются при более низких температурах, чем это свойственно данному сплаву.

Горячеломкость сплавов алюминия с магнием объясняют выделением свободного натрия по границам зерен. Находясь при температурах горячей деформации в жидком состоянии, натрий ослабляет границы зерен. Возможно также наличие по границам зерен легкоплавкой эвтектики с магнием. С целью устранения вредного влияния натрия целесообразно вводить в сплав элементы, которые связывали бы натрий в соединения, температура плавления которых выше температуры горячей деформации сплава. Наиболее эффективной является добавка висмута ($\approx 0,005\%$). Присутствие натрия в сплавах дюралюминия также нежелательно.

Отрицательно влияют на горячеломкость Si в сплаве Д1, цинк в дюралюминии и высокомагниевого сплавах, медь в сплаве АВ, марганец и кремний в сплавах В95 и т.д. Отрицательное влияние на свойства сплавов В95, Д16, Д1 оказывают свинец и олово.

6. 8. Дефекты в слитках

Окисные пленки. На поверхности слитка всегда имеется окисная пленка. Ее присутствие в целом не ухудшает качество слитков, и их в исходном виде используют для дальнейшей обработки, за исключением прокатки, когда требуется получить плакированные листы.

Неслитины. Их образование связано с процессом кристаллизации мениска расплава выше точки соприкосновения металла с кристаллизатором. При прессовании слитков с неслитинами в прутках и профилях образуются многослойные наслоения, распространяющиеся от утяженного конца на большую глубину. Неслитины при обточке полностью не удаляются, и их глубинные окончания, характеризующиеся наличием укрупненных цепочек интерметаллидов, остаются в слитке. Они и являются причиной образования в полуфабрикатах линий различной травимости (рис. 6.17).

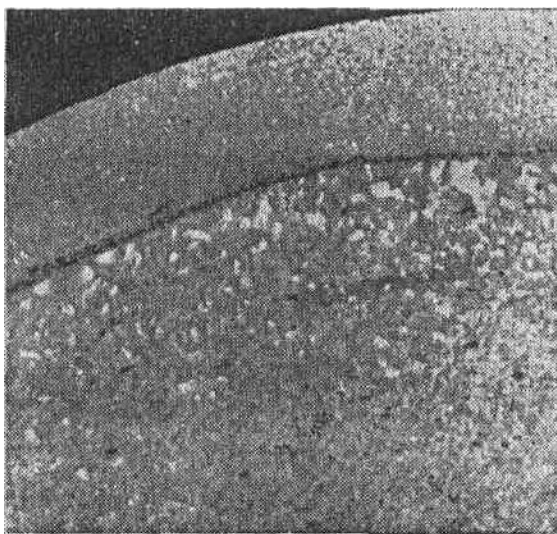


Рис. 6.17. Неслитина в слитке сплава В95

Создание конусности в верхней части рабочей поверхности кристаллизатора ведет к значительному уменьшению неслитин. При отливке слитков больших сечений рекомендуется осуществлять подогрев открытой поверхности металла в кристаллизаторе, производить ее теплоизоляцию. Можно также использовать кристаллизаторы со специальными тепловыми насадками или с сублимирующим покрытием на рабочей поверхности.

Большое влияние на образование неслитин оказывает непостоянство уровня металла в кристаллизаторе.

Кроме того, плавность хода люльки литейной машины и ее конструкция оказывают существенное влияние на образование неслитин.

Ликвационные наплывы. При литье в КС ликвационные наплывы могут достигать значительных размеров (от 1...3 до 5...8 мм). Ликвационные наплывы

образуются вследствие истечения маточного раствора из междендритных и внутридендритных каналов в зазор, образующийся между кристаллизатором и слитком при усадке. Начало образования ликвационных наплывов совпадает с началом линейной усадки. Это предполагает связь интенсивности появления наплывов с величиной эффективного интервала кристаллизации. Отмечается также, что чем меньше отношение твердой фазы к жидкой в момент начала линейной усадки, тем больше грубых ликвационных наплывов следует ожидать. А так же, чем больше коэффициент линейной усадки, диаметр слитка, уровень металла в кристаллизаторе и эффективный интервал кристаллизации сплава, чем менее качественна поверхность кристаллизатора, тем больше грубых ликвационных наплывов следует ожидать. Увеличение скорости литья, повышение плавности хода литейной машины, применение надлежащей смазки кристаллизатора способствуют уменьшению ликвационных наплывов.

Газоусадочная пористость. Газоусадочная пористость в слитках при прочих равных условиях увеличивается с повышением содержания водорода и уменьшением скорости кристаллизации U_k .

В слитках, как правило, пористостью поражены центральные зоны. Пористость в слитках ведет к снижению механических свойств, технологичности при горячем деформировании, а также оказывает существенное влияние на структуру и свойства полуфабрикатов.

Особенный интерес представляет подкорковая пористость, особенно в плоских слитках. Образуется она при литье с высоким уровнем металла в кристаллизаторе (90...150 мм) и располагается на глубине до 15 мм от поверхности (рис. 6.18, 6.19).

Установлено, что подкорковая пористость при прочих равных условиях усиливается при увеличении исходной газонасыщенности металла, из которого отливаются слитки. Качество шихты также влияет на образование пористости. Так, при большой влажности воздуха на поверхности слитков адсорбируется влага («сезонная болезнь»).

Важное влияние на образование подкорковой пористости оказывают условия кристаллизации. При литье слитков с низким уровнем металла в

кристаллизаторе (50...70 мм) и особенно при литье в ЭМК вследствие быстрого охлаждения периферийных слоев отсутствует видимая подкорковая пористость даже в случае повышенной газонасыщенности расплава. Литье с низким уровнем ведет к уменьшению пористости и в центре слитка.

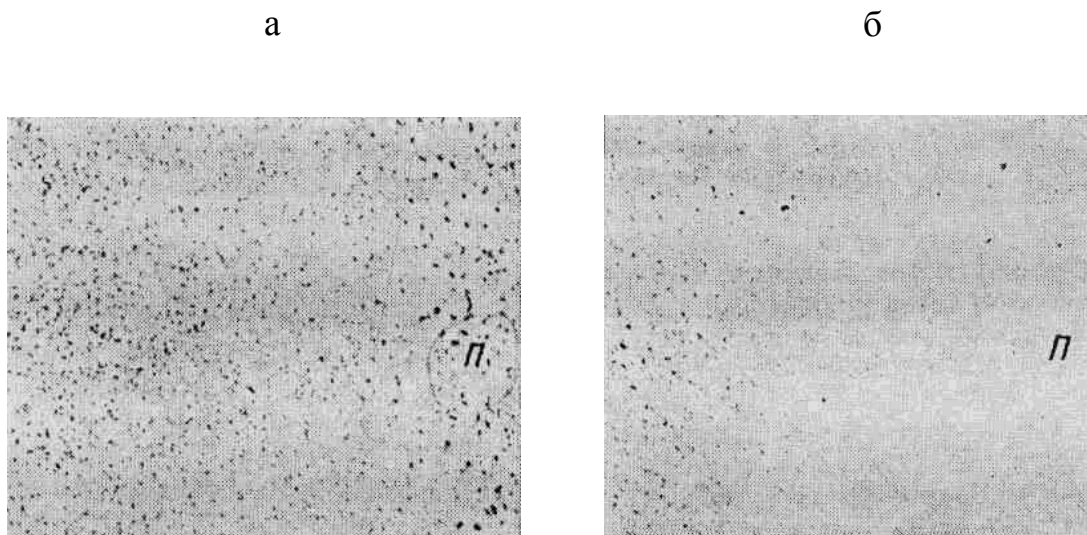


Рис. 6.18. Пористость в поверхностном слое (П) плоских слитков сплава Д16 сечением 300x1500 мм при $H_{ур}$ составляет 120 (а) и 60 мм (б)

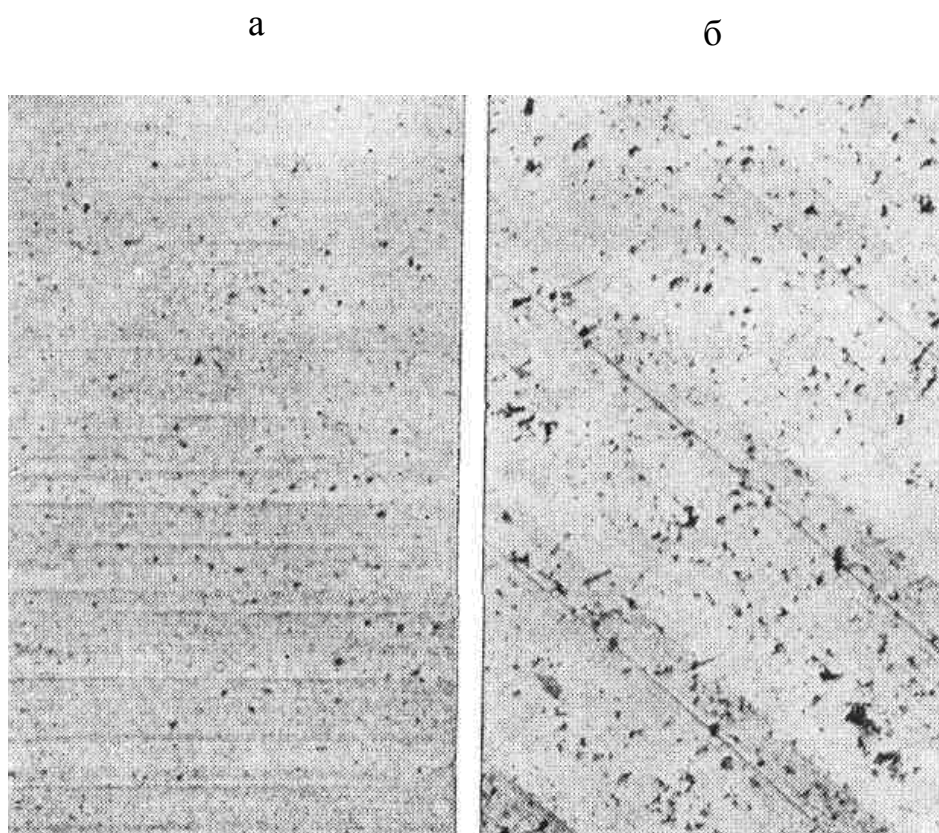


Рис. 6.19. Пористость слитков сплава Д16 после фрезеровки с подачей 7 (а) и 16 мм/об (б)

Повышенная газоусадочная пористость в головной части слитков, образующаяся в результате недостатка жидкости для восполнения усадки кристаллизации по окончании подачи расплава в лунку в конце литья, нежелательна. Глубина ее по оси слитка и степень зависят от температуры и скорости литья, уровня металла в кристаллизаторе, теплофизических характеристик сплава и других факторов.

Местная разноструктурность в слитках. В слитках часто встречаются ухудшающие структуру и свойства местные макроструктурные неоднородности. Их называют *светлыми* кристаллами из-за более светлого оттенка. Кристаллиты имеют дендритное строение, они крупнее соседних зерен и содержат значительно меньше вторых фаз. В них уменьшено содержание меди и магния. Эти кристаллы обнаружены в сплавах АК6, Д16, В95 и других (рис. 6.20).

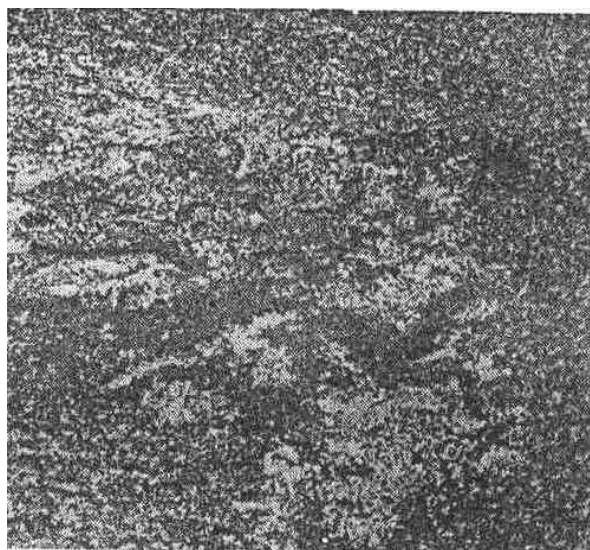


Рис. 6.20. Светловина в слитке сплава Д16

Часто встречающимися дефектами в слитках являются скопления первичных интерметаллидов (рис. 6.21). Образование их связано с химическим составом сплавов. В сплавах Al-Cr и Al-Cr-Mn при содержании хрома 0,2% наблюдается небольшая склонность к образованию первичных интерметаллидов. Если содержание марганца в сплаве 0,3...0,4%, то хрома

должно быть не более 0,15%, а при содержании марганца 0,5...0,6% целесообразно его снизить до 0,12% и менее.

С целью уменьшения вероятности образования интерметаллидов в сплавах АМЦ и ММ рекомендуется ограничить содержание железа и кремния в сумме не более 1,8%. В сплавах В96ц рекомендуется содержание циркония не более 0,13% и железа до 0,35%.

Установлено, что первичные интерметаллиды образуются в том случае, если температура начала образования их выше температуры расплава в лунке. На их образование в сплаве В95 влияют также медленное охлаждение в процессе кристаллизации, увеличение концентрации хрома и марганца и особенно добавка небольшого количества титана (рис. 6.21).

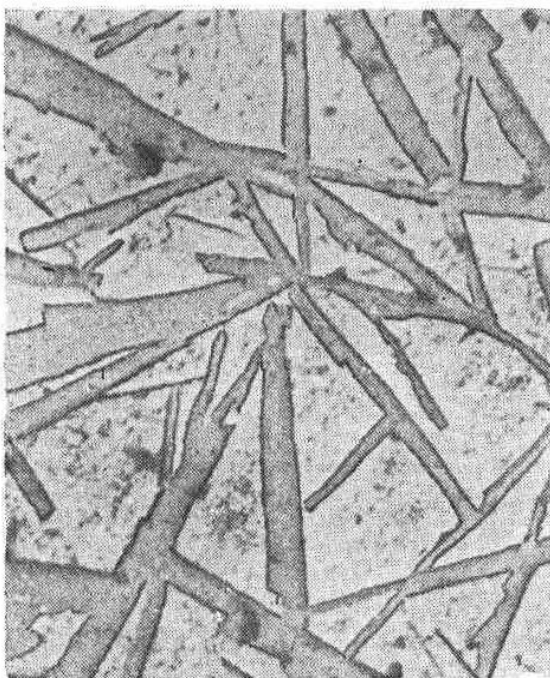


Рис. 6.21. Скопление крупных кристаллов интерметаллических соединений в слитке сплава В96ц, $\times 250$

Изучение интерметаллидов в сплавах АМг5В и АМг6 показало, что причиной их появления является наличие в сплаве малорастворимых примесей титана и ванадия. Обработка статистических данных химического состава сплавов по титану и ванадию показала, что содержание в сплаве титана и ванадия не зависит в исследованных пределах от расчетного состава.

Интерметаллиды чаще образуются при литье слитков больших размеров. Размер интерметаллидов δ в зависимости от условий непрерывного литья может быть определен по формуле

$$\delta = C(1 - \frac{r}{R})(\gamma_0 R^2 + \beta H_{ур}),$$

где C – скорость роста интерметаллидов в лунке;

R – радиус слитка;

r – текущий радиус;

$H_{ур}$ – уровень металла в кристаллизаторе;

γ_0 и β – постоянные коэффициенты.

Из анализа формулы следует:

1) размер интерметаллидов не зависит при данном диаметре слитков от скорости литья;

2) с изменением диаметра слитка размеры, а следовательно, и наблюдаемое визуальным путем количество интерметаллидов изменяются пропорционально квадрату диаметра слитка, что подтверждается опытными данными;

3) размер и количество наблюдаемых интерметаллидов изменяются пропорционально уровню металла в кристаллизаторе.

Установлено, что для снижения содержания интерметаллидов в сплавах АМг5В и АМг6 необходимо количество титана и ванадия держать не выше 0,02...0,05%.

С целью уменьшения образования грубых первичных интерметаллидов необходимо помимо регулирования состава сплава иметь повышенную температуру расплава при литье, тщательно подогреть литейную оснастку, желательно теплоизолировать открытую поверхность металла при подаче его в кристаллизатор, осуществлять равномерное движение слитка (без рывков).

Эффективно использование специально подготовленных лигатур (деформированных или имеющих в своем составе модификаторы). Лучше

всего применять лигатуры, изготовленные непрерывным методом литья и дальнейшей обработкой давлением (например, лигатуру Al–Ti–В).

Для очистки от грубых включений берут различного типа металлические сетки, стеклоткань, кусковые фильтры. Для удаления более тонких частиц используют фильтры в виде специальных труб из крошки корунда. Весьма эффективными являются комбинированные методы: метод электрошлакового рафинирования, обработка в вакууме, рафинирование с помощью ультразвука. Широко практикуют отстаивание расплава в миксерах, обработку флюсами. Достаточно эффективна добавка в сплавы бериллия в очень небольших количествах.

6.9. Влияние качества слитков на образование дефектов в полуфабрикатах

Влияние свойств слитков

Механические свойства полуфабрикатов зависят от свойств слитков в литом состоянии. Механические свойства полуфабрикатов, полученных с применением высоких степеней деформации, зависят только от структурного фактора: чем тоньше внутреннее строение зерна, тем равномернее и выше механические свойства готового полуфабриката. Чем меньше степень деформации при получении полуфабрикатов, тем больше проявляется зависимость их свойств от литого состояния и тем большую роль играет плотность.

Влияние качества поверхности слитка

На горячекатаных листах, полученных как из фрезерованных, так и нефрезерованных слитков, часто наблюдается резко выраженная полосчатость. Причем в ряде случаев она больше выражена на листах из фрезерованных слитков. Это связано с тем, что нефрезерованные слитки (при прочих равных условиях) имеют периферийный слой с довольно мелкозернистой и тонкой структурой.

При фрезеровании снимается слой толщиной 6...10 мм и на поверхности оказываются зоны слитка, кристаллизующиеся в условиях малого теплоотвода, с более крупным зерном и грубыми структурными составляющими. При прокатке это приводит к большой структурной и химической неоднородности поверхности листов и изделий из них.

На качество прутков, профилей, поковок и штамповок значительное влияние оказывают такие поверхностные дефекты слитков, как неслитины.

Влияние подкорковой пористости

Если подкорковая пористость при фрезеровке удалена не полностью, на поверхности плит могут появиться дефекты в виде пузырей, раковин, заполненных эмульсией. На листах алюминия, изготовленных из таких слитков, после отжига образуются массовые пузыри. Эти дефекты также возникают и на лакированных листах дюралюминиев, особенно после закалки.

По механизму образования различают пузыри реакционные, расширения и диффузионные. Под реакционными понимают пузыри, возникающие из-за расширения газа, образующегося при химических реакциях разложения включений внутри металла. Пузыри расширения появляются в результате расширения газов, находящихся в несплошностях, при нагреве изделий во время термической обработки. Диффузионные пузыри могут образовываться при распаде пересыщенных растворов водорода в металле и выделении его в несплошности в молекулярной форме. Другой причиной их возникновения является диффузия водорода в несплошности с поверхности изделий.

Установлено, что образование пузырей на листах Д16 связано в основном с температурой и влажностью воздуха при кристаллизации слитков, оказывающих решающее влияние на содержание водорода в них и образование пористости, особенно подкорковой.

Так как образование пузырей связано с пористостью, то должна иметь место корреляция между пористостью (плотностью) и браком листов по пузырям (рис. 6.22).

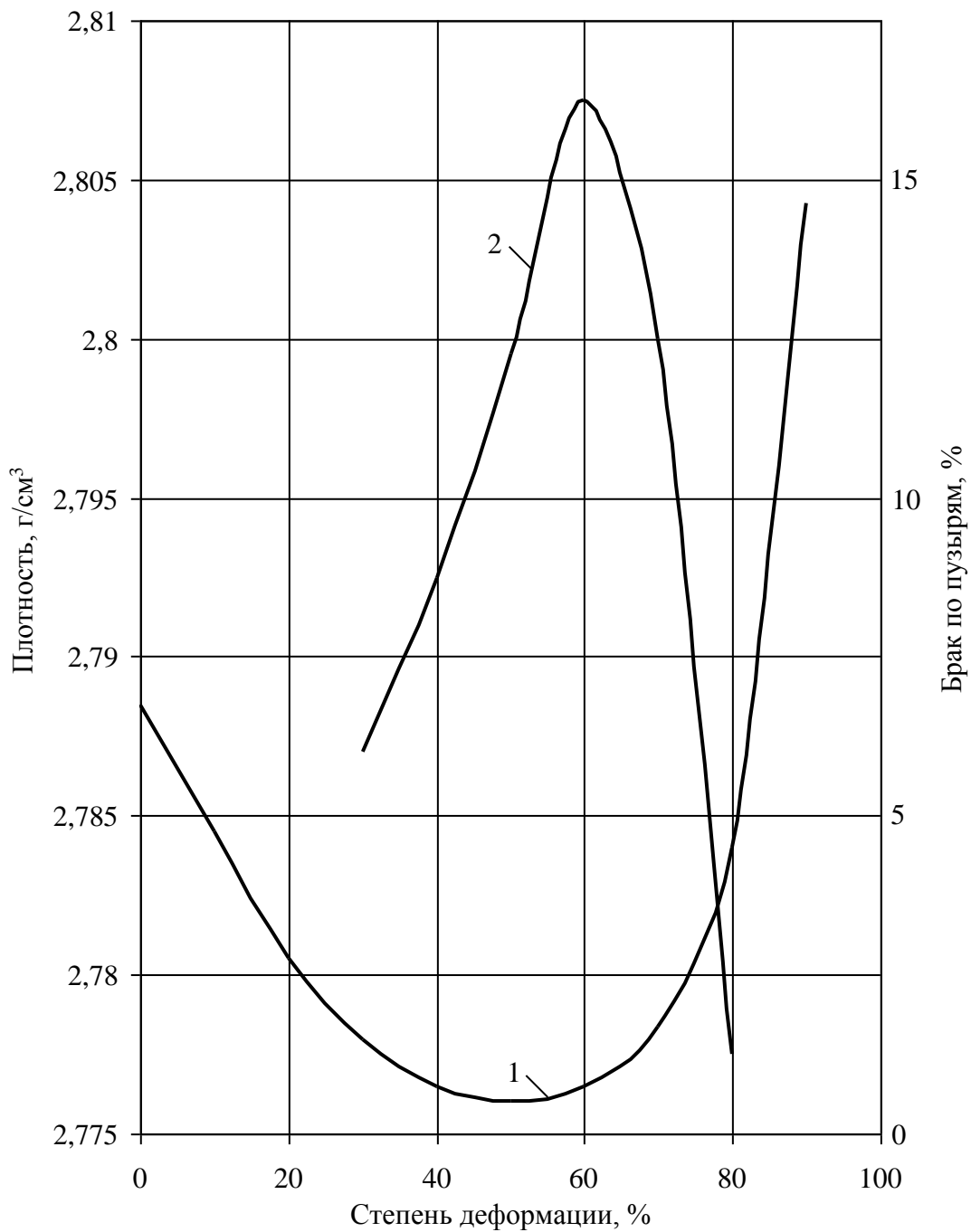


Рис. 6.22. Влияние степени деформации на плотность (1) и брак по пузырям (2) на листах Д16

Наибольший брак по пузырям наблюдается на листах со степенью деформации 60%, имеющих наименьшую плотность.

7. ДЕГАЗАЦИЯ И ОЧИСТКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ОТ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ

Пути решения проблемы обеспечения высокого качества расплавленных алюминиевых сплавов включают:

- предупредительные мероприятия;
- защиту поверхности расплава от контакта и взаимодействия с окружающей средой;
- рафинирование расплава от неметаллических включений.

К предупредительным мероприятиям следует отнести: обеспечение максимальной чистоты шихтовых материалов; хранение этих материалов в условиях, предупреждающих возможность контакта с влагой; плавку в печах, атмосфера которых содержит наименьшее количество водяных паров; применение химически стойких огнеупорных материалов; литье в металлические формы и пр.

7. 1. Причины загрязнения расплавов неметаллическими включениями

Ввиду высокой химической активности алюминия и ряда легирующих элементов в отливках и заготовках, предназначенных для деформирования, всегда в том или ином количестве присутствуют неметаллические включения (оксиды металлов, карбиды, нитриды, сульфиды, карбонитриды), водород, интерметаллические соединения, частицы диспергированной неметаллической и флюсовой фаз, не растворяющиеся в расплаве. Кроме того, алюминиевые сплавы содержат металлические примеси – железо, натрий, литий, титан и др.

Исходная загрязненность алюминиевых расплавов указанными примесями определяется качеством шихтовых материалов, степенью совершенства технологического процесса и уровнем культуры производства.

Твердые неметаллические включения можно подразделить на две размерные группы: дисперсные включения оксидов и грубые включения в виде шлака и обрывков окисной пленки.

Склонность алюминиевых сплавов к обогащению твердыми и газообразными неметаллическими включениями в процессе выплавки и высокая устойчивость системы неметаллическое включение – расплав приводят к необходимости его рафинирования.

7. 2. Очистка расплавов продувкой газами

Очистка продувкой газами основана на двух процессах:

- диффузии растворенного газа в пузырьки продуваемого газа;
- флотирующем и адсорбирующем действии по отношению к неметаллическим включениям и мельчайшим газовым пузырькам.

Диффузия водорода в пузырьки промывного газа происходит вследствие разницы в парциальном давлении его в металле и пузырьке. Но так как диффузия водорода в алюминиевых расплавах протекает с малой скоростью, а время пребывания пузырьков промывного газа в расплаве сравнительно мало, дегазация за счет диффузии идет очень медленно. Уменьшение газосодержания в начале продувки достигается главным образом вследствие удаления мельчайших пузырьков молекулярного водорода, не всплывающих даже при длительном выстаивании.

При прохождении через расплав сравнительно крупных пузырьков промывного газа мельчайшие пузырьки молекулярного водорода адсорбируются на его поверхности и удаляются в атмосферу. Одновременно удаляются и неметаллические включения. Для достижения максимальной очистки расплава от неметаллических включений и газа необходимо, чтобы пузырьки промывного газа имели малые размеры, равномерно пронизывали весь объем расплава и медленно поднимались в расплаве. Чем крупнее пузырьки, тем длительнее время продувки, необходимое для достижения одинаковой степени очистки.

Для продувки алюминиевых расплавов применяют инертные газы – азот, аргон, гелий и активные – хлор. Из инертных газов чаще всего используют азот и аргон. Перед введением в расплав из них удаляют влагу и кислород. С этой

целью их пропускают через хлористый кальций или медную стружку при температуре 800...900°C. Продувку азотом ведут при 720...730°C. Азот вводят через графитовые или кварцевые трубки, снабженные насадками с диаметром отверстий 1...2 мм под избыточным давлением 0,07...0,15 атм. Длительность продувки колеблется от 5 до 15 мин. Расход азота составляет 0,3...1,0% от массы сплава. Производственный опыт показывает, что при рафинировании азотом достигаемый уровень очистки алюминиевых расплавов в 30-тонных плавильных печах примерно такой же, как и при обработке флюсами. Загрязненность расплавов неметаллическими включениями может быть доведена до 0,1 мм²/см², а содержание водорода – до 0,2...0,15 см³/100 г сплава.

При рафинировании расплава инертными газами наибольший эффект дает применение пористых диафрагм. При рафинировании сплавов АМг6 с расходом аргона 5,5 м³/т газонасыщенность расплава снижается до 0,2 см³/100 г при толщине продуваемого слоя 100 мм. С увеличением толщины продуваемого слоя расход аргона может быть резко уменьшен.

При продувке расплавов хлором эффективность очистки возрастает: загрязненность неметаллическими включениями может быть снижена до 0,05 мм²/см². В отличие от азота при рафинировании алюминиевых расплавов хлором образуются субхлориды, а на конечной стадии – хлористый алюминий и хлористый водород. Эти продукты обладают высокой упругостью пара и находятся в расплаве в парообразном состоянии. Такие пузырьки являются одной из причин более высокой рафинирующей способности хлора по сравнению с азотом.

Расплавы обычно продувают хлором в герметичных камерах или ковше, имеющем крышку с отводом отходящих газов в вентиляционную систему. Для продувки должен использоваться осушенный хлор. Его вводят в расплав так же, как и азот. Рафинирование ведут при температуре 710...720°C в течение 10...12 мин при избыточном давлении хлора 0,1...0,15 атм. Расход хлора составляет 0,2...0,8% от массы сплава. В последнее время дегазацию алюминиевых сплавов успешно осуществляют смесью азота и хлора (20:80).

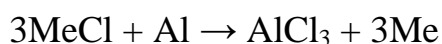
Рафинирование алюминиевых сплавов продувкой газами сопровождается потерями магния. При продувке азотом теряется до 0,01% Mg, при продувке хлором – 0,2%. Особенностью этого вида рафинирования является выдержка расплава в течение 10...30 мин, необходимая для всплывания мелких пузырьков.

На прямую связь между количеством оксидных включений и содержанием водорода указывает то, что алюминиевые расплавы, хорошо очищенные от окислов, приобретают невосприимчивость (иммунитет) к газонасыщению.

Крупные неметаллические включения и плены с локальным характером распределения наиболее вредны, так как в местах нахождения их ослабляется сечение отливки, появляются очаги усиленной коррозии. Эти включения, являясь концентраторами напряжений, способствуют растрескиванию слитков. В деформированных полуфабрикатах крупные неметаллические включения, вытягиваясь в направлении течения металла, служат причиной расслоений, брака по низким механическим свойствам в поперечном направлении и поверхностным дефектам.

7. 3. Обработка расплавов хлористыми солями

Этот вид очистки расплавов основан на их летучести, термической диссоциации и способности вступать в обменные реакции с компонентами сплава. Механизм дегазации и очистки от неметаллических включений при обработке расплавов хлоридами такой же, как и при продувке хлором. При взаимодействии солей с алюминием протекают реакции, в результате которых выделяется хлористый алюминий, являющийся основным рафинирующим агентом:



Для рафинирования алюминиевых сплавов применяют хлористый цинк, хлористый марганец, гексахлорэтан, хлористый бор, четыреххлористый титан и

ряд других хлоридов. Хлористые соли перед рафинированием сушат. В зависимости от степени загрязненности расплавов количество хлоридов, вводимых для рафинирования, колеблется в пределах 0,05...0,5% от массы сплава. Технология рафинирования хлоридами состоит из введения их в расплав при непрерывном помешивании колокольчиком до прекращения выделения газообразных продуктов реакции. После этого сплав выдерживают в спокойном состоянии в течение 10...30 мин и разливают. Хлористые цинк, марганец, никель и кобальт вводят в количестве 0,05...0,2% при температуре 700...730°C, гексахлорэтан берут в количестве 0,3...0,7%. Обработку гексахлорэтаном проводят при температуре 740...750°C в несколько приемов.

Рафинирование хлоридами широко используют в фаснолитейном производстве. По достигаемому уровню очистки расплавов от неметаллических включений и газа обработка хлоридами уступает продувке хлором.

7. 4. Рафинирование расплавов флюсами

Рафинирование флюсами применяют в заготовительных и фаснолитейных цехах. Механизм очистки от взвешенных неметаллических включений при помощи флюсов основан на извлечении их из расплава за счет адсорбции, растворения или химического взаимодействия с расплавленными солями. Эффективность очистки достигается лишь в том случае, когда флюсы смачивают неметаллические включения лучше, чем металл. В результате смачивания размер включений увеличивается и они осаждаются или всплывают с большей скоростью, чем до обработки флюсом. Часть включений удаляется также вследствие флотизирующего действия пузырьков пара, образующегося в процессе диссоциации составляющих флюса.

Эффективность рафинирования зависит от полноты проработки флюсом всей толщи расплава. При небольших объемах расплава это достигается тщательным перемешиванием во время рафинирования или пропусканием струи металла через слой солей во время разливки. В печах же большой емкости достигнуть такой проработки практически невозможно, поэтому

загрязненность слитков алюминиевых сплавов после рафинирования флюсами остается все еще значительной и составляет 0,15...0,40 мм²/см² по технологической пробе.

Обработка флюсом сопровождается и дегазацией расплава, правда, она менее эффективна, чем при продувке хлором.

Для рафинирования алюминиевых сплавов применяют флюсы, представляющие смесь галоидных солей щелочных и щелочноземельных металлов. Изменением состава регулируется их плотность и температура плавления.

Лучшей рафинирующей способностью обладают флюсы, в состав которых входят фтористые соли – криолит, плавиковый шпат, фтористый натрий и другие (табл. 7.1).

Таблица 7.1

Состав флюсов для рафинирования алюминиевых сплавов

Номер состава флюса	Состав флюса, %						Область применения
	KCl	NaCl	Na ₃ AlF ₆	MgCl ₂ ·KCl	CaF ₂	NaF	
1	47	30	23	–	–	–	Для всех алюминиевых сплавов, кроме Al–Mg и Al–Mg–Si Температура рафинирования 700–750 °С
2	–	–	–	60	40	–	Для Al–Mg и Al–Mg–Si сплавов. Температура обработки 715–770 °С
3	–	–	–	80	20	–	
4	11,5	56,5	7	–	–	25	Универсальные (рафинирующие и модифицирующие) флюсы для сплавов системы Al–Si
5	10	50	10	–	–	30	
6	–	45	15	–	–	40	
7	–	25	15	–	–	60	

Наиболее широкое промышленное применение получил флюс с 23% криолита. Практика рафинирования флюсами состоит в следующем. Для печей

малой емкости (1...5 т) флюс в количестве 0,5...1,0% от массы металла наносят на поверхность расплава, а затем замешивают в него.

Перемешивание ведут до прекращения взаимодействия между металлом и флюсом. После выдержки в течение 10...15 мин, необходимой для всплытия (осаждения) капель флюса и удаления шлака, сплав разливают.

Для печей большой емкости операцию рафинирования делят на два этапа. Первый этап аналогичен рафинированию в печах малой емкости. На поверхность расплава загружают часть рафинирующего флюса (0,2...0,5% от массы расплава). Вторую часть флюса (0,2...0,5%) вводят в расплав при помощи колокольчика. При погружении колокольчика на дно печи и плавном перемещении его по всей площади пода флюс оплавляется, капли его равномерно пронизывают всю толщу расплава, обеспечивая более полный контакт со взвешенными включениями и равномерное распределение пузырьков образующихся паров. Перемещение колокольчика прекращается после полного расплавления флюса.

Необходимое условие применения флюсов – тщательная просушка или переплавка их с целью удаления адсорбированной или кристаллизационной влаги.

Рафинирование флюсами – один из наиболее распространенных способов очистки алюминиевых расплавов в заготовительных цехах.

7. 5. Рафинирование в вакууме

Вакуумирование – перспективный метод дегазации и рафинирования алюминиевых сплавов. В фасонолитейных цехах этот способ широко используется для сравнительно небольших объемов металла (до 500 кг).

При производстве слитков наряду с вакуумной обработкой расплава в ковшах применяют также вакуумную обработку больших объемов металла в миксерах емкостью 6...20 т. При этом, например, газонасыщенность сплава АМг6 снижается с 0,6 до 0,3...0,4 см³/100 г.

С понижением внешнего давления над расплавом равновесие системы металл – растворенный газ, образовавшееся во время плавки, смещается в сторону меньших концентраций газа. Это создает благоприятные условия не только для диффузии растворенного газа в направлении к свободной поверхности, но и для возникновения и роста газовых пузырьков.

Если при атмосферном давлении зарождение газового пузырька возможно при условии

$$P_{\Pi} \geq P_{\text{вн}} + P_{\text{мет}} + \frac{2\sigma}{r},$$

где P_{Π} – внутреннее давление растворенного газа;

$P_{\text{вн}}$ – внешнее давление над расплавом;

$P_{\text{мет}}$ – металлостатическое давление;

σ – поверхностное натяжение;

r – радиус пузырька,

то по мере понижения внешнего давления ($P_{\text{вн}}$) устойчивыми становятся более мелкие пузырьки. Происходит интенсивный рост и выделение уже зародившихся пузырьков, расплав «закипает».

Интенсивное бурление происходит до тех пор, пока внутреннее давление растворенного газа (P_{Π}) больше, чем $P_{\text{мет}} + \frac{2\sigma}{r}$ и остаточное давление над расплавом. Дальнейшее газовыделение происходит за счет диффузии над расплавом. В процессе кипения происходит очистка от неметаллических включений.

Технология вакуумирования алюминиевых расплавов состоит в выдержке их в вакуумной камере в течение 5...20 мин при остаточном давлении 2...10 мм рт. ст. и при температуре 750...800°С. Такая обработка позволяет снизить содержание водорода до 0,10 см³/100 г металла, что соответствует лучшим результатам дегазации при продувке хлором или обработке хлоридами.

7. 6. Отстаивание

В практике производства деформируемых сплавов один из методов очистки от неметаллических включений – отстаивание. Ввиду разницы в плотности металла и включений выдержка перегретого расплава без перемешивания способствует всплыванию или осаждению включений.

Большая часть неметаллических включений осаждается на дно миксера. Скорость осаждения зависит от газосодержания расплавов. С увеличением газосодержания скорость осаждения уменьшается. Ускорению осаждения способствует обработка расплава флюсами, поэтому, как правило, отстаивание применяют в сочетании с обработкой расплава флюсами или продувкой газами. Существенный недостаток этих способов – то, что они проводятся на такой стадии технологического процесса, когда не исключается последующее загрязнение расплава при переливе из миксера в кристаллизатор.

7. 7. Фильтрация

Сущность метода состоит в пропускании жидких расплавов через фильтры, изготовленные из нейтральных или активных по отношению к металлу материалов. При этом взвешенные включения задерживаются и механически, и в результате химического или физического взаимодействия с материалом фильтра. В настоящее время метод фильтрации представлен тремя направлениями. Первое направление – фильтрование расплавов через стеклянные материалы (стеклоткань, металлическую сетку). Этот вид очистки широко используется в промышленности при отливке слитков из большинства деформируемых сплавов (рис. 7.1).

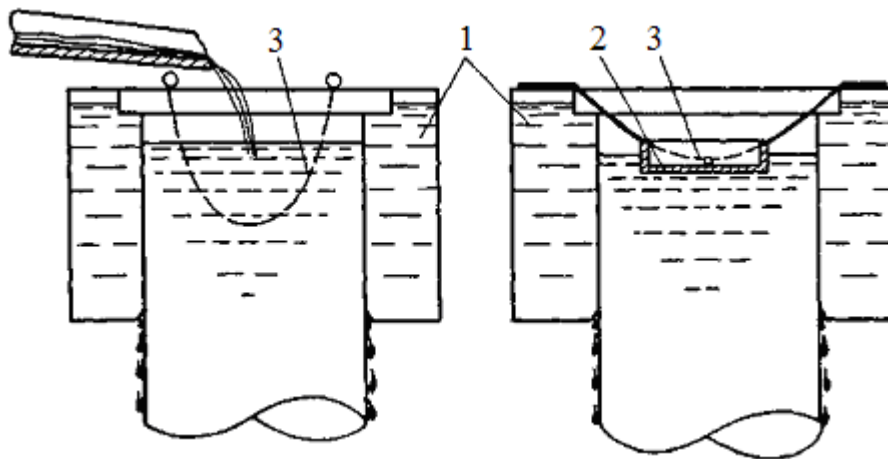


Рис. 7.1. Схема расположения фильтра из стеклоткани в кристаллизаторе:
1 – кристаллизатор; 2 – распределительная воронка; 3 – фильтр из стеклоткани

Преимущества сетчатых фильтров – простота конструкции, возможность установки их на любых участках перелива металла из миксера в кристаллизатор и небольшие затраты, связанные с их изготовлением и использованием.

Второе направление – фильтрование через твердые кусковые материалы. Повышенный интерес к этому способу фильтрации объясняется большей эффективностью кусковых фильтров по сравнению с сетчатыми, поскольку они обеспечивают получение в 2...4 раза более чистых слитков из алюминиевых сплавов, чем фильтрация через стеклоткань (рис. 7.2).

При движении металла по узким каналам между кусочками фильтра создаются благоприятные условия для контакта неметаллических включений с поверхностью фильтрующего материала, налипания их и возможного физико-химического взаимодействия между ними.

Для изготовления фильтров используют шамот, магнезит, алунд, вспененный корунд, сплавы хлористых и фтористых солей и другие материалы.

При непрерывном литье слитков кусковые фильтры позволяют очищать алюминиевые расплавы непосредственно перед поступлением их в кристаллизатор.

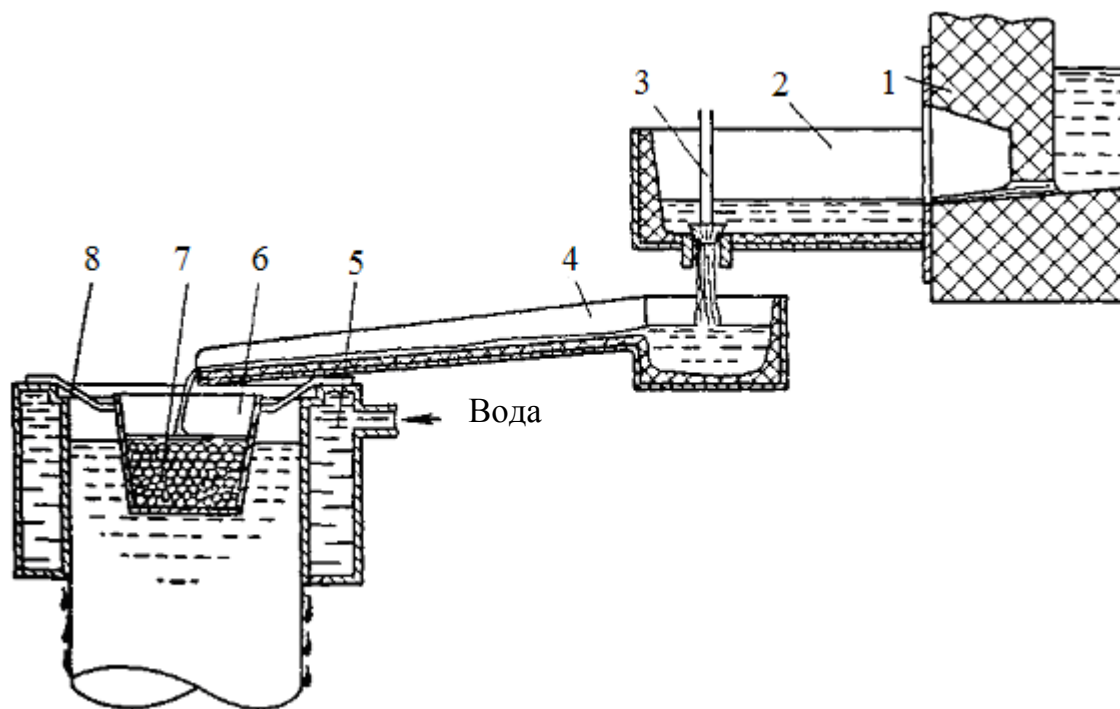


Рис. 7.2. Схема фильтрации через твердые кусковые фильтры: 1 – печь; 2 – коробка; 3 – стопор; 4 – желоб; 5 – кристаллизатор; 6 – воронка; 7 – фильтр; 8 – установочное кольцо

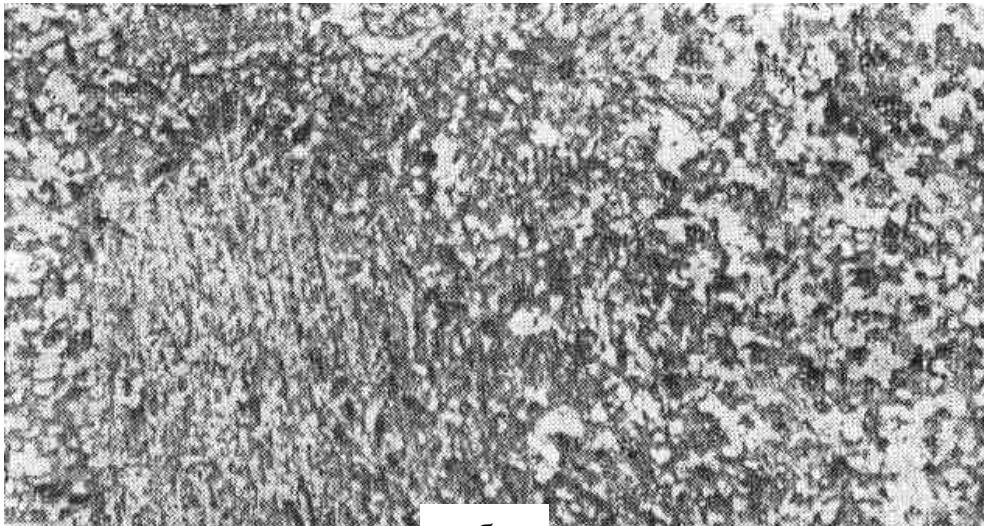
Установлено, что для обеспечения необходимого расхода металла при литье крупных слитков размер зерна фильтра не должен быть меньше 4...6 мм. Увеличение металлостатического давления над фильтром или создание разрежения над ним делает возможным фильтрование алюминиевых сплавов через крупку со средним размером 1,5...2 мм.

Одновременно с более тонкой очисткой от неметаллических включений фильтрация через кусковые фильтры сопровождается частичной дегазацией расплавов и укрупнением зерна.

Укрупнение зерна слитков, наблюдаемое при фильтрации через смачивающиеся кусковые фильтры, говорит о более тонкой очистке, сопровождающейся удалением из расплава не только макровключений, но и тонкодисперсных включений, в том числе и таких, которые являются центрами кристаллизации.

В связи с этим наряду с фильтрацией сплава через кусковые фильтры предусматривают операцию модифицирования лигатурной проволокой Al-Ti-B. Макроструктура слитка сплава АМг6 представлена на рис. 7.3.

а



б

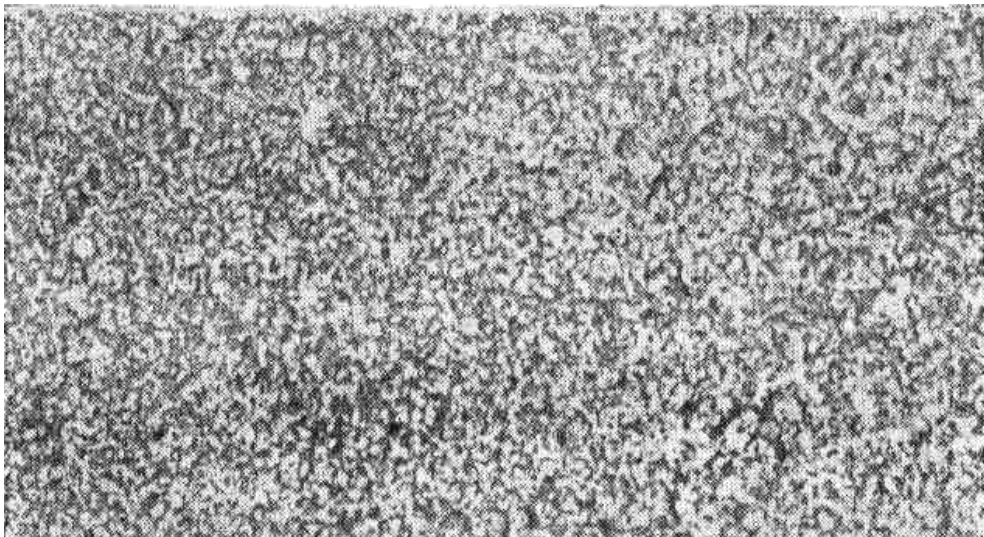


Рис. 7.3. Макроструктура плоского слитка сплава АМг6 сечением 300x1500 мм, отлитого с фильтрацией через крошку окиси алюминия без модифицирования (а) и с модифицированием лигатурной проволокой (б)

Для достижения наиболее полной очистки от неметаллических включений и газа в качестве оптимального рекомендуется следующий режим фильтрации через фильтры из фторидов кальция и магния:

Температура металла, °С	700...710
Температура фильтра, °С	700...720
Размер зерна фильтров из сплава фторидов, мм	4...6
Толщина фильтра, мм	80...100

Средняя загрязненность слитков, отлитых по оптимальному режиму, составляет 0,02...0,08 мм²/см² по технологической пробе.

Третье направление в фильтровании – промывка жидких металлов расплавленными флюсами. В основе этого способа лежит физико-химическое взаимодействие между взвешенными неметаллическими включениями и расплавленными солями, сопровождающееся смачиванием или растворением включений.

Поскольку полнота физико-химического взаимодействия определяется длительностью контакта и величиной удельной поверхности соприкосновения, дробление струи металла, проходящей через слой расплавленных солей, способствует ускорению очистки.

Способ очистки (промывки) расплавов флюсами, кроме более тонкой очистки от взвешенных включений, будет более эффективен и в отношении дегазации вследствие удаления комплексов неметаллическое включение – водород. Одновременно с удалением взвешенных включений такая обработка сопровождается растворением окисной пленки на поверхности расплава, что способствует более легкой диффузии растворенного водорода в окружающую среду.

Для очистки применяют различные флюсы. Состав промывного флюса выбирают не только с точки зрения эффективности очистки, но и с учетом воздействия его на технологические и коррозионные свойства сплавов (склонность к растрескиванию слитков, жидкотекучесть, потери металла и др.). Наиболее эффективны флюсы, содержащие в своем составе фтористые соли – криолит, фториды кальция и натрия, фторцирконаты и др.

Так, например, флюс, состоящий из 41% NaCl, 53% KCl и 6% NaF, используется для очистки алюминия.

Разновидностью этого способа рафинирования является электрошлаковый переплав.

Задача получения алюминиевых расплавов с минимальным уровнем загрязненности растворенным газом и взвешенными неметаллическими включениями может быть успешно решена лишь сочетанием комплекса

мероприятий по подготовке шихтовых материалов, защите металла во время плавки, дегазации и грубой очистки от взвешенных включений в плавильно-раздаточном агрегате и тонкой очистки его перед поступлением в литейную форму (кристаллизатор). Решающая роль в этом комплексе принадлежит рафинированию. Опыт работы предприятий показывает, что из рассмотренных способов очистки алюминиевых расплавов наибольший эффект дегазации наблюдается при вакуумировании и при непрерывной обработке струи расплава инертными газами (аргоном, азотом) или хлором, а наиболее полное удаление взвешенных неметаллических включений обеспечивается применением фильтрования через жидкие флюсы или кусковые материалы.

8. ТЕХНОЛОГИЯ ЛИТЬЯ КРУГЛЫХ СЛИТКОВ

Круглые слитки используют для получения профилей, прутков, поковок и штамповок, а также труб. Диаметры отливаемых круглых слитков определяются мощностью прессов, применяемых для их деформирования, и качеством самих слитков. Длину отливаемых слитков стремятся довести до максимально возможной для повышения выхода годного. Как правило, она составляет от 5 до 9 м. По наружному диаметру сортамент отливаемых слитков может быть условно разделен на четыре группы: до 200 мм; от 200 до 400 мм; от 400 до 850 мм и более 850 мм. Внутренний диаметр полых слитков составляет от 40 до 400 мм.

Как указывалось ранее, кристаллизатор – основной элемент литейной оснастки, и от качества его изготовления, а также конструкции в значительной степени зависят состояние поверхности слитка, образование трещин и формирование макро- и микроструктуры последнего.

Следует отметить, что высота кристаллизатора – один из основных его параметров. В процессе усовершенствования технологии непрерывного литья наблюдается постоянная тенденция к уменьшению высоты кристаллизатора. С уменьшением высоты кристаллизатора увеличивается интенсивность охлаждения слитка, повышается скорость кристаллизации, уменьшается величина переходной области и, как правило, уменьшается дендритная пористость. Высоту кристаллизаторов дифференцируют от диаметра отливаемых слитков.

8. 1. Подача металла из миксера в кристаллизатор

Правильно организованная подача металла из миксера в кристаллизатор обеспечивает получение слитка хорошего качества, а именно: сохранение того качества металла, которое было получено в миксере после рафинирования. При плохой организации подачи металла в кристаллизатор качество слитка может ухудшиться вследствие попадания в него оксидных пленок с поверхности струи.

Наиболее распространен выпуск металла из миксера через летки из шамота. Летку закрывают стальным ломиком, конец которого обмотан шнуровым асбестом. Ломиком же регулируют расход металла. При отливке сплавов ответственного назначения отверстие в летке должно быть поднято над подоной миксера на 50...80 мм. От летки расплав по открытому желобу подается к кристаллизатору. На пути от летки до кристаллизатора не допускаются перепады и бурление металла. Из летки металл должен выходить под уровень расплава. Правильно организованная подача металла показана на рис. 8.1.

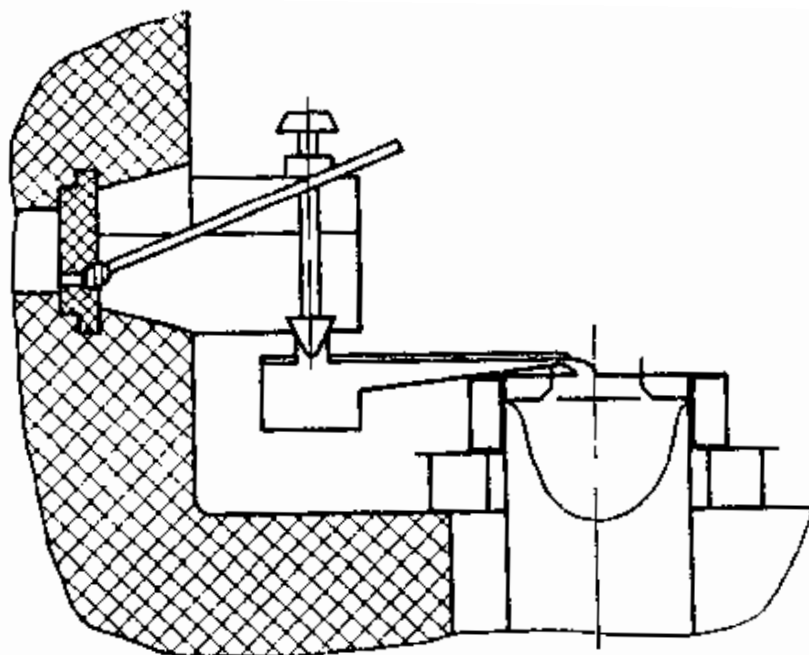


Рис. 8.1. Схема перелива металла

При литье нескольких слитков через одну летку металл из желоба сначала попадает в распределительную коробку, а затем – в кристаллизаторы. Всегда следует стремиться к максимальному сокращению расстояния от летки до кристаллизатора.

Большое значение для уменьшения величины неслитин на поверхности слитков имеет поддержание постоянного уровня расплава в кристаллизаторе в процессе литья. Регулирование уровня расплава проводят вручную или автоматически.

8. 2. Виды брака при литье круглых слитков

При нарушении режимов литья, а также в том случае, если режимы литья недостаточно отработаны, слитки могут получиться с различными дефектами.

Трещины в слитках образуются при нарушении установленных скорости и температуры литья, а также при неравномерном охлаждении по периметру слитка или из-за неравномерного распределения металла в кристаллизаторе. Трещины при литье ряда сплавов могут образовываться при отклонении от установленного наиболее благоприятного химического состава сплава.

Неслитины – поверхностный дефект слитка, вызванный частичным затвердеванием открытой поверхности слитка. Для ряда сплавов и разных размеров слитков, при отливке которых вынуждены применять низкие скорости литья из-за возможного появления трещин, образование неслитин неизбежно. Неслитины образуются при следующих нарушениях режимов литья: непостоянстве уровня расплава в кристаллизаторе, неправильной установке распределительной коробки, низких температуре и скорости литья.

Неслитины могут быть устранены обточкой заготовок перед их деформированием. Однако это ведет к значительному (на 5...10%) снижению выхода годного.

Ликвационные наплывы – дефект также поверхностный. При завышенной скорости литья на поверхности слитка не успевает образоваться достаточно прочная корочка и легкоплавкие составляющие выдавливаются по междендритным каналам на поверхность слитка. Высокая температура литья приводит к тому же явлению. Ликвационные наплывы увеличиваются при повреждении окисной пленки на поверхности слитка.

Поры – дефект внутреннего строения слитка. Они образуются при высокой газонасыщенности расплава, которая может быть вызвана его перегревом, применением рафинирующих реагентов, содержащих влагу, а также использованием непросушенной литейной оснастки. Следует отметить, что пористость сильнее развивается в крупных слитках и при литье слитков из

сплавов, имеющих широкий интервал затвердевания. Поры приводят к образованию в полуфабрикатах дефектов типа «штрихов» (расслоений).

Твердые неметаллические включения являются следствием недостаточной чистоты исходных материалов, плохого рафинирования расплава или нарушения окисной пленки в процессе подачи расплава из миксера в кристаллизатор. Интерметаллические включения возникают в сплавах, легированных такими тугоплавкими компонентами, как титан, цирконий, хром, железо, никель, марганец, ванадий. Интерметаллические соединения могут образовываться при низкой температуре расплава. В связи с этим необходимо скорректировать состав сплава, а также обеспечить условия для полного растворения интерметаллидов за счет повышения температуры литья и использования лигатур при плавке.

8. 3. Режимы литья слитков из алюминия и низколегированных сплавов

Слитки из алюминия и низколегированных сплавов (АД1, АД31, АД33, АМц, АВ) не склонны к образованию холодных трещин, но при определенных соотношениях содержания компонентов могут быть горячеломкими. Основное средство борьбы с горячими трещинами – выбор соответствующего расчетного состава сплава. Так, при литье слитков из алюминия обязательно превышение содержания железа над содержанием кремния на 0,02...0,05%. При литье слитков сплава АМц содержание кремния должно быть в пределах 0,2...0,4%, а железа – 0,4...0,6%. При литье слитков из сплава АВ содержание кремния рекомендуется повышать до 0,9%. При соблюдении указанных составов отливка слитков в широком диапазоне диаметров не вызывает сомнений.

Скорости литья для некоторых размеров слитков приведены в табл. 8.1.

Температуру литья для слитков из алюминия и низколегированных сплавов принимают равной 690...710°C, давление воды на входе в кристаллизатор 80...100 кПа.

Скорости литья слитков

Диаметр, мм		Скорость литья, м/ч	Диаметр, мм		Скорость литья, м/ч
внутренний	наружный		внутренний	наружный	
Все сплавы			Сплавы АВ, АМц		
	До 120	8...12		160...170	7,0...7,5
Сплавы АД1, АД31, АД33			70...100	220...240	5,5...6,0
	270...280	6,0...6,5		220...240	6,0...7,0
70...100	270...280	7,0...7,5		350...360	3,2...3,5
	410...430	3,3...3,5	100...200	350...360	3,5...4,2
100...250	410...430	3,6...5,0		430...440	2,2...2,4
			100...250	430...440	2,5...3,5

Слитки из всех сплавов хорошо деформируются в горячем состоянии и не требуют гомогенизации за исключением слитков из сплава АМц, которые подвергают высокотемпературной гомогенизации для получения равномерной структуры деформированных полуфабрикатов.

8. 4. Режимы литья слитков из сплавов типа дюралюмина и жаропрочных сплавов

Литейные свойства сплавов типа дюралюмина и жаропрочных сплавов (Д1, Д6, Д18, В65, Д16, АК6, АК8, АК4, АК4-1) несколько хуже, чем алюминия и низколегированных сплавов. Особенно это относится к сплаву Д16, обладающему повышенной склонностью к трещинообразованию в процессе литья, поэтому этот сплав желательно отливать в кристаллизаторы, обеспечивающие равномерное охлаждение по периметру слитка.

Состав сплавов Д1 и Д16 регламентируется по примесям. Необходимо стремиться к повышенному (0,5...0,7%) содержанию кремния по сравнению с содержанием железа в сплаве Д1, а в сплаве Д16 – к возможно более низкому содержанию кремния и железа. Слитки из сплава Д16 диаметром 350 мм и более отливают с подливкой алюминия в донную часть и с самоотжигом литника. Для сплавов АК4 и АК4-1, начиная с диаметра 500 мм, также рекомендуют подливать алюминий. Основные режимы литья сплавов приведены в табл. 8.2. Слитки из сплавов Д1, Д6, Д16 независимо от их назначения гомогенизируют, а из сплавов АК6, АК8, АК4 и АК4-1 гомогенизируют в том случае, если из них изготавливают штамповки или поковки.

Режимы литья слитков

Диаметр, мм		Температура литья, °С	Скорость литья, м/ч	Диаметр, мм		Температура литья, °С	Скорость литья, м/ч
наружный	внутренний			наружный	внутренний		
Сплавы Д1, АК6, АК8				Сплав Д16			
100...170	–	680...700	8,0...9,0	160...170	–	690...710	5,4...6,0
160...170	50...100	690...710	8,5...9,5	160...170	50...100	690...710	7,5...8,5
350...370	–	680...700	3,5...3,8	350...370	–	690...710	2,2...2,4
350...370	100...200	690...710	3,9...4,3	350...370	100...200	690...710	3,4...4,2
510...530	–	680...700	1,8...2,0	510...530	–	690...710	1,3...1,4
510...530	150...300	690...710	2,0...2,2	510...530	200...400	690...710	1,8...2,0
1000...1020	–	680...700	0,9...1,0	1000...1020	–	690...710	0,85...0,9
1000...1020	300...600	690...710	2,3...2,5	1000...1020	300...600	690...710	2,0...2,3

8. 5. Режимы литья слитков из высокопрочных сплавов

Сплавы Д95, В95 и 1960 имеют более низкие литейные свойства по сравнению со всеми остальными алюминиевыми деформируемыми сплавами. Слитки из этих сплавов следует отливать в кристаллизаторы определенной конструкции.

Допустимое содержание кремния в сплавах В93 и В95 для слитков диаметром 360 мм – не более 0,2%, для слитков диаметром до 500 мм – не более 0,15%, для слитков больших размеров – не более 0,1%. В сплаве 1960 содержание кремния не должно превышать 0,1%. Присутствие в указанных сплавах железа, наоборот, благоприятно влияет на их пластичность в литом состоянии и сопротивляемость холодным трещинам. В связи с этим в сплаве В93 железо содержится в качестве легирующего компонента (0,2...0,4%), а в сплавах В95 и 1960 подшихтовывается до содержания, превышающего содержание кремния на 0,05...0,1%.

Температура литья для слитков данной группы принимается равной 690...710 °С, давление воды на входе в кристаллизатор составляет 50...120 кПа. Перед деформацией слитки обтачивают до чистоты обработки R80. Все слитки перед горячей деформацией подвергают гомогенизации.

8. 6. Режимы литья слитков из алюминиево-магниевых сплавов

Особенностью сплавов этой группы (АМг2, АМг3, АМг5, АМг6) является склонность к образованию надрывов в процессе литья, а сплавов АМг5 и АМг6, кроме того, к образованию неслитин. Поэтому при литье этих сплавов необходимо тщательно следить за состоянием внутренней поверхности кристаллизатора.

Сплавы не склонны к образованию холодных трещин, и поэтому алюминий в донную часть не подливают. Холодные трещины могут возникнуть в случае повышенного содержания натрия. Это предотвращается рафинированием сплава флюсами, содержащими большое количество солей магния. Обычно сплавы АМг5 и АМг6 рафинируют карналлитовыми флюсами. Основные режимы литья приведены в табл. 8.3.

Таблица 8.3

Режимы литья слитков при температуре 690...710 °С

Диаметр, мм		Скорость литья, м/ч	Диаметр, мм		Скорость литья, м/ч
наружный	внутренний		наружный	внутренний	
Сплавы АМг2, АМг3			Сплавы АМг5, АМг6		
			220...240	–	5,0...5,5
220...240	–	5,0...5,5	220...240	70...100	5,5...6,0
			350...370	–	3,5...3,8
220...240	70...100	5,5...6,0	350...370	100...200	4,2...5,5
			690...720	–	1,2...1,3
350...370	–	4,2...4,5	690...720	200...400	2,1...3,4
			950...1100	–	0,9...1,0
350...370	100...200	5,0...5,5	950...1100	400...600	1,5...2,5

Давление воды на входе в кристаллизатор составляет 80...130 кПа. Слитки больших диаметров перед деформацией обтачивают, чистота обработки – R80. Слитки сплавов АМг5 и АМг6 независимо от их назначения гомогенизируют, а слитки из сплавов АМг2 и АМг3 можно подвергать деформации без гомогенизации.

9. ТЕХНОЛОГИЯ ЛИТЬЯ ПЛОСКИХ СЛИТКОВ

Поперечное сечение слитков определяется требованиями к их качеству, а также возможностями прокатного оборудования. В серийном производстве чаще всего отливают слитки толщиной от 200 до 400 мм и шириной от 900 до 2100 мм. Для производства крупногабаритных катаных плит ответственного назначения отливают слитки толщиной 300...500 мм и шириной 900...2100 мм. Слитки из алюминия и ряда сплавов чаще всего отливают длиной от 1000 до 6000 мм.

По сечению сортамент плоских слитков большинства сплавов можно разделить на две основные группы: слитки прямоугольного сечения из алюминия различных марок и малолегированных сплавов (АД00, АД0, АД1, АД, АВ, АМц, АМг0, АМг2) и слитки прямоугольного и фасонного сечений с выпуклыми гранями треугольной формы из высоколегированных сплавов (Д1, Д16, Д16ч, 1201, В95пч, Д19ч, Д20, АМг3, АМг5, АМг6, АК4-1ч).

Для алюминия различных марок и его сплавов полностью себя оправдала прямоугольная форма кристаллизаторов с ровным нижним торцом. В выборе высоты кристаллизатора нет больших ограничений, для постоянной работы выбрана высота 160 мм независимо от большого количества размеров слитков.

Кристаллизатор изготавливается из меди, алюминия и его сплавов, чаще всего из прессованного профиля сплава АМц. У кристаллизаторов, годных к применению, внутренние поверхности должны быть полированными.

9. 1. Подача металла из миксера в кристаллизатор

Главные требования к движению расплава на всем пути от миксера к кристаллизатору: исключение бурления расплава, разрывов поверхностной окисной пленки и замешивания ее в расплав, обеспечение подачи расплава из миксера под уровень расплава в промежуточном рафинирующем и распределительном устройстве, а также подачи металла из этого устройства под уровень расплава в кристаллизаторе.

Наиболее распространенными способами подачи расплава из миксера являются подачи расплава через лотку и сифоном. По обеспечению качества слитков оба метода подачи практически одинаковы, однако метод подачи расплава сифоном более безопасен. В последнее время используется подача расплава из миксера электромагнитным лотком (МГД-лоток). Эта схема обеспечивает более равномерную подачу расплава и позволяет автоматизировать процесс.

На рис. 9.1, 9.2 представлены схемы подачи расплава из миксера.

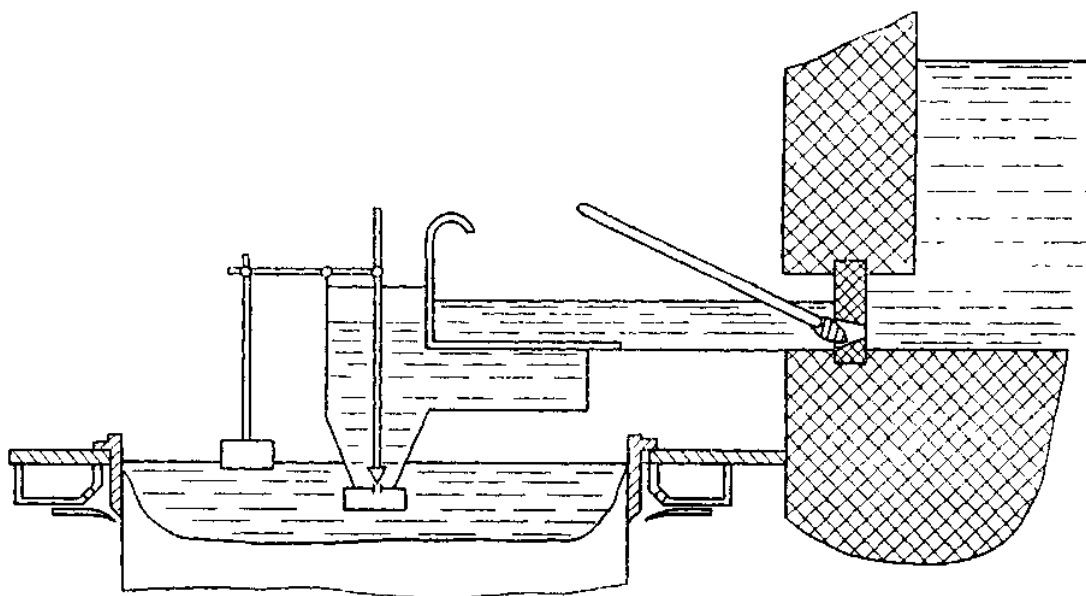


Рис. 9.1. Схема подачи расплава через лотку с поплавковым регулятором уровня металла в кристаллизаторе

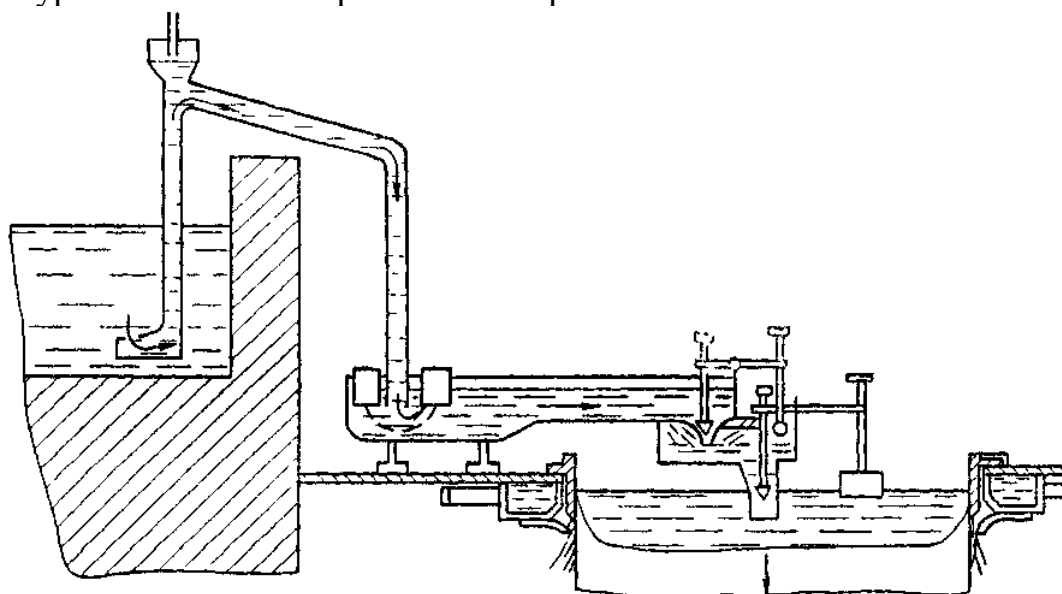


Рис. 9.2. Схема подачи расплава сифоном с поплавковым регулятором подачи металла из миксера, поддержания постоянного уровня металла в коробке и кристаллизаторе

При литье плоских слитков, как правило, одновременно отливают несколько штук. Расплав из летки или сифона поступает в промежуточную коробку, в которой чаще всего устанавливают фильтр из стеклоткани с ячейкой 1,3x1,3 мм или 1,7x1,7 мм, и далее через два распределительных носка в кристаллизатор. Расплав из носков должен поступать плавно, параллельно широким граням и по направлению к узким боковым граням. Такое распределение способствует уменьшению брака по трещинам.

Применение непрогретой и непросушенной оснастки приводит к браку по пористости слитков, браку по пузырям листов, а при литье ряда сплавов – к образованию первичных интерметаллидов, которые могут привести к трещинообразованию при литье или разрушению слитков во время прокатки.

9. 2. Виды брака при литье плоских слитков

Брак слитков, как правило, возникает в результате нарушений технологии приготовления сплава и литья, неисправности оборудования и литейной оснастки или недостаточной отработки параметров технологического процесса.

Трещины. Различают два типа трещин – холодные и горячие. К холодным трещинам относятся донные, головные и боковые. Холодные трещины образуются во время литья и даже после затвердевания всего слитка. К горячим относятся трещины, чаще всего выявляющиеся после фрезеровки. Виды трещин показаны на рис. 9.3.

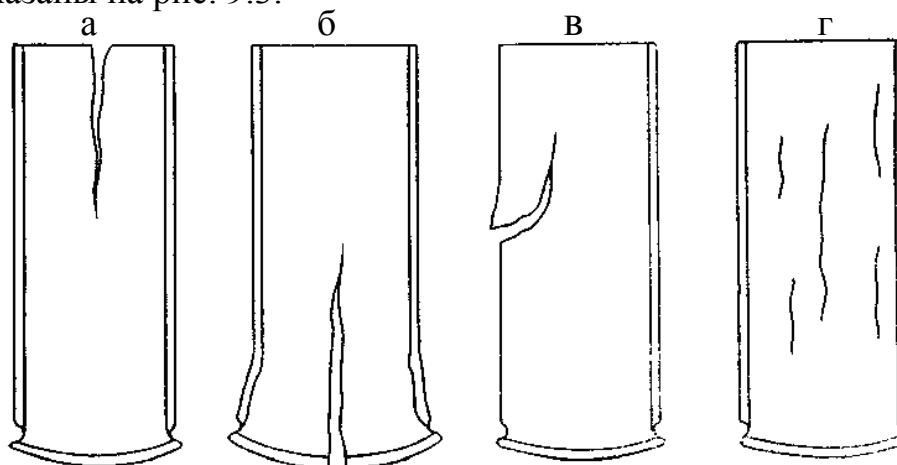


Рис. 9.3. Виды трещин: а – головная; б – донная; в – боковая; г – поверхностная

Донные трещины в слитках высоколегированных сплавов возникают вследствие попадания в донную часть включений и наличия трещин в подливке, что связано с использованием перегретого алюминия или алюминия с превышенным содержанием кремния над содержанием железа, а также вследствие непривара основного сплава к подливке или ее недостаточной толщины.

Холодные головные и боковые трещины, а также горячие поверхностные трещины образуются при несоблюдении скорости литья, температуры металла, неравномерном охлаждении слитка по периметру, неправильном распределении расплава в кристаллизаторе. Поверхностные трещины возникают в том числе из-за несоответствия химического состава сплава установленному.

Неслитины. В плоских слитках неслитины образуются прежде всего по узким граням вследствие более интенсивного их охлаждения. Основные причины образования неслитин: уменьшение скорости литья, пониженная температура металла, непостоянство уровня металла в кристаллизаторе.

Ликвационные наплывы. Наиболее сильно этот дефект наблюдается на слитках из высоколегированных сплавов, например из Д16. Образование наплывов обуславливается выдавливанием остаточной жидкости на поверхность слитка через междендритные каналы корочки слитка, образовавшейся в кристаллизаторе. При завышении скорости литья или температуры расплава корочка утончается и ликвационные наплывы увеличиваются. К подобному же явлению приводит общий или местный недостаток воды. Ликваты удаляют фрезеровкой слитка.

Волнистость. Этот поверхностный дефект наблюдается преимущественно на слитках алюминия и представляет собой периодически повторяющиеся выпуклости и впадины, перпендикулярные к продольной оси слитка. Волнистость образуется в результате оплавления и изгиба корочки слитка после образования воздушного зазора между слитком и стенками кристаллизатора. Для устранения волнистости применяют те же меры, что и для уменьшения ликвационных наплывов: интенсификацию охлаждения слитка, уменьшение высоты кристаллизатора и зазора между слитком и кристаллизатором.

Надиры. Надрывы. Эти поверхностные дефекты образуются в результате разрыва корочки слитка при трении ее о стенки кристаллизатора из-за плохой полировки и смазки кристаллизатора.

Белые полосы – это отложившиеся на поверхности слитка соли при местном недостатке воды и ее интенсивном испарении. Грубые белые полосы на широких гранях слитков, как правило, сопровождаются горячими поверхностными трещинами. Их можно предотвратить своевременной чисткой охладителей, правильной установкой и периодической проверкой фильтров для очистки воды.

Пористость. Поры – внутренний дефект слитков. Наибольшая пористость возникает в поверхностных слоях слитка толщиной 15...30 мм. Пористость наблюдается в слитках, отлитых из расплава с высокой газонасыщенностью или при использовании непросушенной или непрогретой оснастки – сифона, разливочной коробки.

Усадочная рыхлота – разновидность пористости в слитках больших сечений, в основном в плитах в виде расслоений и понижения уровня механических свойств. Одна из основных мер борьбы с этим видом брака – снижение скорости литья.

Неметаллические включения – это обычно шлак, кусочки футеровки и окисные пленки, попадающие в слиток вместе с жидким металлом. Наиболее эффективно предупреждается попадание неметаллических включений в слиток фильтрацией расплава в распределительной коробке через различные фильтры. Неметаллические включения могут быть причиной образования трещин в слитке, темных полос, расслоений и пленок в листах и плитах.

Интерметаллиды. Интерметаллические включения наблюдаются в слитках сплавов АМц, АМг6-1, АК4, АК4-1 и ряда других, легированных такими компонентами, как марганец, хром, цирконий, титан, ванадий, никель, железо. Для уменьшения или исключения образования интерметаллидов регулируют химический состав, перегревают расплав до полного растворения интерметаллических кристаллов, ведут литье при повышенных температурах, подогревают литейную оснастку, готовят и используют лигатуры с низким содержанием тугоплавких элементов.

9. 3. Режимы литья слитков из алюминия и низколегированных сплавов

Слитки алюминия и низколегированных сплавов (АД00, АД0, АД1, АД, АМц, АМг2, АД31, АВ) подвержены горячим поверхностным трещинам. Основное средство борьбы с трещинами в таких слитках, за исключением слитков сплава АВ, состоит в регулировании содержания примесей железа и кремния. Содержание железа должно превышать содержание кремния не менее чем на 0,05%. На образование поверхностных трещин в слитках сплава АВ в основном влияет содержание меди. Горячеломкость резко возрастает с увеличением содержания меди от 0,2 до 0,6%. Кремний, присутствующий в этом сплаве в количестве 0,6...1,2%, оказывает противоположное действие, поэтому при литье плоских слитков наилучшим будет сплав, содержащий 0,2...0,3% Cu и 0,9...1,2% Si.

Сплав АД31 весьма склонен к образованию поверхностных трещин даже при содержании кремния на верхнем уровне, в связи с этим в сплав АД31 подшихтовывают железо, поскольку содержание его в сплаве допустимо до 0,5%.

Для уменьшения возможности образования горячих трещин в низколегированных сплавах полезна добавка сотых долей процента титана (0,07%). Слитки данной группы отливают в кристаллизаторы прямоугольного сечения высотой 160 мм. Температура металла и скорости литья приведены в табл. 9.1.

Таблица 9.1

Режимы литья слитков из алюминия и низколегированных сплавов

Марка сплава ГОСТ 4784-97	Температура металла, °С	Скорость литья, м/ч	Марка сплава ГОСТ 4784-97	Температура металла, °С	Скорость литья, м/ч
265×1245 (260×1215)*			306×1060 (300×1040)*		
ММ	700...720	2,7...3,3	АД, АД1	700...720	6,6...7,4
АМГ2	680...700	3,6...4,2	АД0	690...710	4,2...5,4
АВ	680...700	2,4...3,0	АД00	690...705	3,9...4,8
АД31	680...700	3,6...4,8	АМцП	690...710	3,0...3,6
			АМцМ	720...735	3,6...4,8
306×690 (300×950)*			306×1260 (300×1240)*		
АД1, АД	695...710	5,4...6,6	АД, АД1	700...720	5,4...6,6
АД0	690...710	4,8...6,0	АД0	680...710	4,2...5,4
АМцМ	725...740	3,6...4,8	АД00	690...705	3,6...4,8
АМцП	680...710	3,6...4,8	АМцП, АМцМ	690...710	3,0...3,6
АМГ2	680...700	3,6...4,8		720...735	3,0...3,6
306×1060 (300×1040)*			400×1540*		
АД, АД1, АМГ2	695...710	5,4...6,6	АМц, ММ,	690...710	3,0...3,2
			АМГ2	700...715	3,0...3,2

* Размеры поперечного сечения кристаллизатора и слитка (в скобках), мм.

Уровень расплава в кристаллизаторе поддерживают 50...60 мм от верхнего среза кристаллизатора. Давление воды перед входом в охладитель должно быть в пределах 50...150 кПа. Слитки отливают без подливки алюминия на поддон. Большинство слитков не подвергают гомогенизации. Широкие грани слитков всех сплавов подвергают фрезеровке. Исключение составляют слитки из сплавов ММ и АД1. На поверхности слитков, подвергающихся горячей прокатке без фрезеровки, не допускаются трещины, шлаковые включения, раковины и наплывы глубиной или высотой более 3...5 мм.

9. 4. Режимы литья слитков из сплавов типа дюралюмина и жаропрочных сплавов

Сплавы Д1, Д16, АК8, Д19, АК4, АК4-1 имеют сравнительно широкий интервал затвердевания и низкую пластичность. Слитки из этих сплавов подвержены образованию холодных и горячих трещин. Для успешной отливки слитков из сплавов Д16, Д19 и Д20 сумма железа и кремния не должна быть выше 0,7%, а для литья слитков больших сечений – не выше 0,5%. В противном случае брак по всем видам трещин увеличивается.

В сплавах Д1, Д16 кремний, наоборот, улучшает их литейные свойства. Для успешной отливки слитков из сплава Д1 проводят подшихтовку кремнием из расчета 0,55%, имея в виду, что в сплаве Д1 допускается примесь кремния до 0,7%. Образование горячих трещин в слитках сплавов этой группы зависит от примеси цинка. С увеличением содержания цинка растет брак по трещинам.

Для уменьшения брака по трещинам слитков сплава Д16 и Д19 можно рекомендовать приготовление сплавов с пониженным содержанием магния ближе к нижнему пределу технических условий. Для уменьшения брака по поверхностным трещинам необходимо во все эти сплавы вводить титан в сотых долях процента, бериллий – в десятых долях процента. Основные параметры литья слитков этой группы приведены в табл. 9.2.

Слитки данных сплавов отливают в кристаллизатор высотой 180 мм с узкими выпуклыми гранями треугольной формы, с внутренним углом 108...110° и вырезами по этим боковым граням. Уровень расплава в кристаллизаторе 50...80 мм от верхнего среза кристаллизатора. Воду подают отдельно на широкие и узкие грани кристаллизатора и слитка. Давление воды на входе в охладитель со стороны узких граней 50...70 кПа, со стороны широких граней – 80...150 кПа. Слитки отливают с подливкой алюминия на поддон. Литниковую часть слитков обязательно подвергают самоотжигу.

Таблица 9.2

Режимы литья слитков из сплавов типа дюралюмин и жаропрочных

Марка сплава ГОСТ 4784-97	Температура металла, °С	Скорость литья, м/ч	Марка сплава ГОСТ 4784-97	Температура металла, °С	Скорость литья, м/ч
216×1510 (210×1480)*			300×1380 (290×1350)*		
Д1, АК8	680...700	4,8...5,4	Д1	670...690	4,2...4,8
Д16, Д16ч	670...685	6,3...6,9	Д16, Д16ч	665...685	4,8...5,4
Д19	670...685	6,0...6,6	300×1700 (290×1670)*		
Д20	670...690	5,4...6,0	Д1	670...690	4,2...4,8
АК4-1ч	690...710	6,0...6,6	1201	690...720	5,0...5,4
250×1600 (240×1565)*			235×1400 (225×1370)*		
			Д16, Д16ч	670...690	4,5...5,4
Д1	670...695	4,2...4,8	400×2100*		
Д16, Д16ч	670...690	4,5...4,8	Д16	670...690	4,2...4,8
АК4-1ч	690...705	4,2...4,8	АК4-1ч	600...705	4,8...5,2
			1201	695...720	4,2...4,8

* Размеры поперечного сечения кристаллизатора и слитка (в скобках), мм.

Отлитые слитки желательно сразу загружать в печи гомогенезации. При хранении слитков перед гомогенезацией в течение более чем 2...3 сут резко увеличивается брак по поверхностным трещинам, выявляемым при фрезеровке.

9. 5. Режимы литья слитков из алюминиево-магниевых сплавов

Технология литья плоских слитков из сплавов АМг3, АМг5, АМг6, АМгб1 во многом похожа на технологию литья слитков из дюралюмина. Сплавы с содержанием магния более 5% отливают с обязательной подливкой алюминия на поддон. Слитки данных сплавов, за исключением АМг3, весьма

склонны к поверхностным трещинам при несоблюдении требований к соотношению содержания железа и кремния. Превышение содержания железа над содержанием кремния не менее чем на 0,05% практически полностью устраняет брак по поверхностным трещинам. Из-за повышенной окисляемости этих сплавов необходимо следить за поверхностью расплава в кристаллизаторе, не допуская разрывов и заворотов окисной пленки.

Склонность к образованию трещин резко повышается при загрязнении расплава натрием, поэтому сплавы рафинируют и покрывают для предотвращения угара магния карналлитовым и бариевым флюсами. Содержание натрия для сплавов, содержащих магния более 4%, не должно превышать 0,0005%.

Особое место среди сплавов этой группы занимает АМг61. Если сумма марганца и железа превышает 1,2%, в слитках этого сплава наблюдаются скопления интерметаллидов. Слитки из этого сплава следует отливать при повышенных температурах. Режимы литья слитков из алюминиево-магниевых сплавов приведены в табл. 9.3.

Таблица 9.3

Режимы литья слитков из алюминиево-магниевых сплавов

Марка сплава	Размер в поперечном сечении кристаллизатора (слитка), мм	Температура металла, °С	Скорость литья, м/ч
АМг3, АМг4, АМг5, АМг6	216×1410	690...700	3,6...4,8
АМг7, АМг61	216×1410	710...720	3,6...4,8
АМг3, АМг5, АМг6	220×1380 (215×1355)	670...690	3,3...3,9
АМг3, АМг5, АМг6	250×1600 (240×1570)	670...690	3,3...3,9
АМг3, АМг5, АМг6	300×1700 (290×1670)	670...690	3,0...3,9

9. 6. Режимы литья слитков из высокопрочных сплавов

Высокопрочный сплав В95 системы Al–Mg–Zn–Cu обладает низкими литейными свойствами и чрезвычайно большой склонностью к поверхностным трещинам. Для уменьшения возможности образования трещин содержание железа должно превышать содержание кремния не менее чем на 0,03%. Добавка титана в этот сплав не влияет на трещинообразование.

Литье слитков проводят с подливкой алюминия на поддон и отжигом литниковой части.

Основные параметры литья слитков сечением 220x800 и 300x1100 мм с применением охлаждения водой:

Сечение слитка, мм	220x800	300x1100
Поперечное сечение кристаллизаторов, мм ...	240x825	320x1120
Высота кристаллизатора, мм	180	180
Температура металла, °С	675...700	600...710
Скорость литья, м/ч	3,6...4,2	2,4...2,7
Давление воды, кПа	30...90	40...60

Одним из условий получения качественных слитков является модифицирование сплава лигатурой Al–Ti–В и рафинирование расплава в струе, так как вакуумирование для цинксодержащих сплавов неэффективно.

10. ТЕХНОЛОГИЯ ЛИТЬЯ СЛИТКОВ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР

10. 1. Сущность процесса, его достоинства

Жидкий металл в пульсирующем электромагнитном поле испытывает силовое воздействие, возникающее вследствие взаимодействия вихревых токов, наведенных в металле, с магнитным полем индуктора. В результате жидкий металл, находящийся под некоторым гидростатическим давлением, удерживается от растекания и отжимается в радиальном направлении от индуктора. Образующийся при этом столб жидкого металла повторяет форму индуктора и приобретает размеры, зависящие от интенсивности магнитного поля.

Формирующийся магнитным полем столб жидкого металла опирается на токопроводящее основание, представляющее собой металлическую затравку, в процессе литья превращающуюся в кристаллизующийся слиток. Охлаждающая среда обеспечивает частичное затвердевание жидкого столба (образование корочки) в зоне действия магнитного поля и полную кристаллизацию непрерывно вытягивающегося слитка. Фронт кристаллизации на поверхности слитка, выше которого располагается формируемая магнитным полем жидкая зона определенной высоты, находится на некотором расстоянии от места подачи охлаждающей среды.

Процесс литья сопровождается циркуляцией расплава в жидкой фазе слитка под действием массовых сил электромагнитного происхождения. Метод реализуется с помощью электромагнитных кристаллизаторов (ЭМК).

Основные преимущества метода литья в ЭМК достигаются в результате отсутствия на любой стадии процесса физического контакта между формообразователем и слитком, благоприятного воздействия на формирование структуры слитка массообменных и тепловых процессов в жидкой фазе (лунке) слитка и улучшения условий охлаждения.

Отсутствие контакта с формообразователем исключает образование ликвационных наплывов и механических дефектов, а наличие жидкой зоны над

кристаллизующейся частью слитка предотвращает возможность образования неслитин. По этим причинам слиток имеет гладкую и блестящую поверхность.

Структура слитка, особенно в его периферийной зоне, характеризуется однородностью химического состава, тонким и равномерным кристаллическим строением, высокими механическими свойствами, особенно пластическими.

Химическая неоднородность проявляется в поверхностном слое на глубине, не превышающей долей миллиметра. Улучшаются структура и свойства, хотя и менее значительно, и в центральной части слитка. Высокое качество структуры слитков явилось следствием повышения скорости кристаллизации, изменения формы и уменьшения глубины лунки, и улучшения питания кристаллизующихся объемов слитка.

К достоинствам этого метода литья следует также отнести возможность повышения скорости литья на 15...30%, уменьшение расхода охлаждающей воды в 1,5...2,0 раза, ликвидацию механической обработки слитков и улучшения условий труда. Существенным является также повышение технологических свойств металла в процессе деформации слитка.

Существующие технологии и конструкции ЭМК позволили отливать плоские слитки прямоугольной формы с закругленной и круглой малой гранью, а также шестигранные. Можно отливать плоские слитки толщиной до 600 мм и шириной до 2100 мм, а круглые – диаметром от 144 до 800 мм.

10. 2. Электромагнитные кристаллизаторы

Электромагнитный кристаллизатор (рис. 10.1) состоит из трех основных элементов: индуктора 1, электромагнитного экрана 2 и кольцевого охладителя 3. Для создания равномерного магнитного поля по периметру жидкой зоны и уменьшения питающего напряжения в ЭМК применяются только одновитковые индукторы, изготовленные из медной прямоугольной трубки или медной шины. Поперечные размеры индуктора определяются размерами слитка или, точнее, размерами жидкой зоны с учетом ее усадки при затвердевании и зазором между индуктором и жидкой зоной, равным 20...25 мм.

Высоту индуктора (h_{Γ}) выбирают так, чтобы грани жидкой и твердой фаз на боковой поверхности слитка (сечение $a-a$, рис. 10.1) находились приблизительно на уровне его середины. Местоположение указанной границы определяется расположением первичного пояса охлаждения (сечение $б-б$, рис. 10.1). Расстояние между сечениями $a-a$ и $б-б$ зависит от скорости вытягивания слитка, его размеров и интенсивности охлаждения.

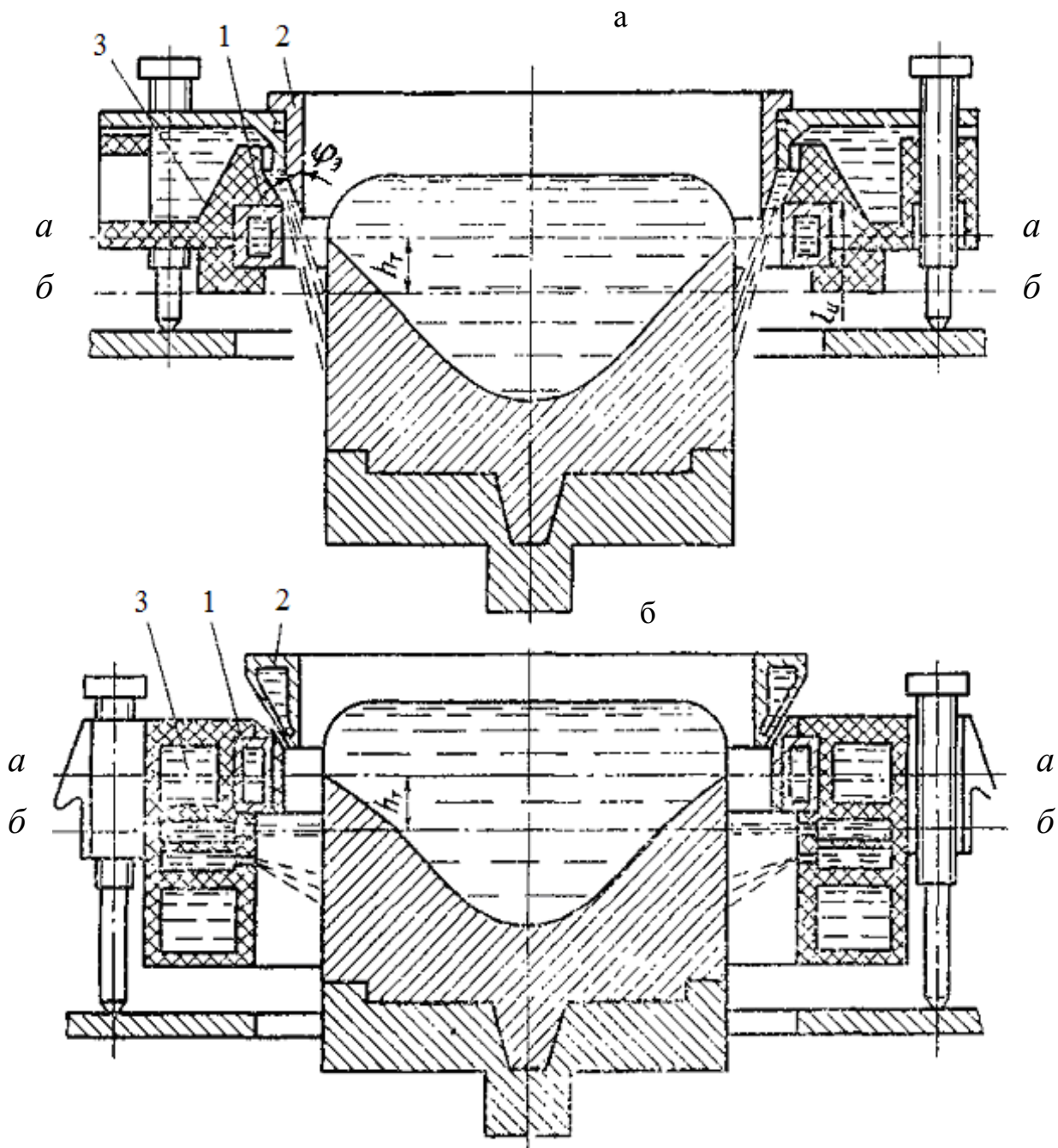


Рис. 10.1. Электромагнитный кристаллизатор с подачей воды под острым (а) и прямым (б) углом к поверхности слитка

Подача охлаждающей воды на поверхность слитка может осуществляться под острым углом или под углом, близким к прямому. В первом случае (рис. 10.1, *а*) вода подается из коллектора 3, расположенного над индуктором 1, по наружной поверхности направляющего конуса 2 под некоторым углом (10–30°) к вертикальной оси. Поток охлаждающей жидкости в виде тонкой непрерывной пленки можно достаточно хорошо наладить и регулировать в широком диапазоне. Направляющий конус выполняет одновременно функцию электромагнитного экрана.

Наиболее предпочтительной является подача охлаждающей жидкости под углом, близким к прямому (рис. 10.1, *б*). Вода, образующая верхний пояс охлаждения, подается из коллектора 3 через отверстия, расположенные непосредственно под индуктором 1. В этом случае пояс охлаждения не изменяет своего положения при любых возмущениях, поэтому процесс литья на всех стадиях протекает устойчиво, исключается образование поперечных волн на поверхности слитка. Электромагнитный экран 2 имеет возможность перемещаться относительно индуктора.

В практике применяются ЭМК, в которых индуктор одновременно служит и коллектором для подачи охлаждающей слитков воды. Вода подается на поверхность слитка под углом 60° через отверстия в индукторе диаметром 6 мм.

10.3. Особенности процесса литья в ЭМК

В зависимости от формы, размеров и физических свойств металлов выявляются некоторые особенности, органически присущие процессу литья в ЭМК. Небольшая протяженность активной зоны индуктора, в пределах которой осуществляется воздействие магнитного поля на жидкий металл, в совокупности с условиями охлаждения затрудняет формирование донной части плоских слитков, в особенности с большим отношением ширины слитка к его толщине. Для устойчивости процесса литья и получения слитков с заданными характеристиками необходимо контролировать основные параметры процесса, а в ряде случаев необходимо вводить автоматическое управление процессом литья.

Начальный этап формирования плоских слитков оказывает определяющее влияние на стабильность процесса литья. Это связано с деформацией донной части слитка и вероятностью образования горячих трещин.

Горячие трещины устраняются в основном постепенным нарастанием скорости вытягивания до технологической и обеспечением свободного симметричного коробления донной части слитка.

Основным условием стабильности пускового периода является сохранение жидкой зоны над всей поверхностью кристаллизующегося слитка. Для этого при необходимости ее уровень на начальном этапе повышают на 15...30 мм в зависимости от размеров слитка с одновременным увеличением напряжения на индукторе до значений, обеспечивающих постоянство размеров слитка. Наиболее эффективным средством сохранения жидкой зоны является снижение интенсивности охлаждения слитка в начальный период за счет уменьшения количества воды, подаваемой на широкие и особенно на узкие грани слитка.

Контроль уровня жидкой зоны можно осуществлять с помощью поплавковых и бесконтактных датчиков. Процесс литья в ЭМК легко поддается автоматизации.

10. 4. Основные закономерности формирования слитка при литье в ЭМК

К особенностям формирования слитка относятся:

- наличие над лункой слитка регулируемой по высоте обособленной жидкой зоны;
- бесконтактное формообразование;
- максимально возможное с точки зрения тепловых характеристик системы приближение пояса охлаждения на поверхности слитка к фронту кристаллизации и обеспечение непрерывного снижения температуры по всему объему слитка;

– принудительная циркуляция расплава в лунке, инициируемая воздействием электромагнитного поля.

Вместо первичного охлаждения слитка через стенки кристаллизатора и зазора между кристаллизатором и слитком при литье в ЭМК осуществляется непосредственное охлаждение слитка водой. Тем самым обеспечивается достижение предельной интенсивности теплоотвода. При этом коэффициент теплопередачи изменяется в пределах 3500...6000 Вт/(м²·с). В начальный период литья толщина твердой корочки на порядок больше, чем при литье в КС.

Условия формирования и охлаждения слитков при литье в ЭМК влияют на глубину лунки, ее форму и величину переходной зоны.

Измерения глубины лунки в слитках, отлитых в ЭМК при различных режимах, показывают, что ее изменения подчиняются общим закономерностям. В то же время минимальная глубина лунки достигает теоретического предела, описываемого выражением

$$h_{л} = x \nu_{л} [L + A_c(t_{л} - t_{ц}) / (B\lambda(t_{к} - t_{н}))],$$

где x – радиус круглого слитка или половина толщины плоского слитка;

L – удельная теплота кристаллизации;

A_c и B – коэффициенты, учитывающие форму слитка при охлаждении.

Наиболее близки к фактическим расчетные глубины лунок круглых слитков при значениях коэффициентов $A = 0,5$, $B = 4$.

Экспериментально полученные значения глубины лунки при литье в ЭМК значительно меньше, чем глубина лунки при литье в КС. Одновременно с этим уменьшается и наклон поверхности кристаллизации к оси слитка.

Формирование слитка электромагнитным полем сопровождается непрерывным движением расплава в лунке. Циркуляция сопровождается переносом плавающих кристаллов, образующихся в объеме лунки за счет переохлаждения расплава. В условиях перемешивания наиболее реальной схемой состояния расплава являются переохлаждение и наличие объемной

кристаллизации. Циркуляция расплава приводит к измельчению зерна и может сопровождаться выносом кристаллов из двухфазной твердожидкой области. При некоторых условиях циркуляция неблагоприятно отражается на структуре слитка.

Для структуры слитков, отливаемых в ЭМК, характерны:

- измельчение зерна по всему сечению слитка для сплавов, затвердевающих в широком температурном интервале;
- отсутствие на поверхности слитков ликвационного слоя;
- образование периферийных зон столбчатых кристаллов, одна из которых располагается непосредственно на поверхности, вторая – на некотором удалении от нее со встречным направлением роста кристаллов в виде «елочки».

Наличие «елочной» структуры не ухудшает свойства слитков. Вместе с тем ее отсутствие свидетельствует о возможности возникновения нежелательной объемной кристаллизации.

Металлографически кристаллизация на оксидной пленке выявляется в виде ячеистой структуры только при микроисследованиях как со стороны самой поверхности, так и в диаметральном сечении. Как показали исследования, при скорости литья 40 мм/мин глубина распространения ячеек в расплав составляет 100 мкм, а при 70 мм/мин – 10 мкм, что соответствует средней скорости их роста 0,2 мм/с. Между отдельными ячейками в микроструктуре наблюдаются утолщения границы, свидетельствующие о наличии там маточного раствора, проникающего в направлении, противоположном направлению роста ячеек для восполнения усадки кристаллизации. За пределами ячеистой структуры вектор роста кристаллов меняет свое направление с радиального на осевое, а характер кристаллизации переходит в дендритный.

Повышенная интенсивность охлаждения ведет к заметному измельчению зерна и уменьшению размера дендритной ячейки, особенно в периферийной зоне. На расстоянии до 50 мм от поверхности возрастает плотность, уменьшаются размер фаз и междендритная пористость.

На основании улучшения структурных характеристик достигаются более высокие прочностные и пластические свойства слитков, отлитых в ЭМК. Их уровень находится в зависимости от режимов литья и места вырезки образцов. Например, прочность на периферии слитка из сплава Д16 превышает прочность сплава в центральной части до 50 МПа, удлинение на периферии слитка в 2 раза превышает удлинение сплава в центральной части и достигает 10...12%. Из круглых слитков диаметром 345 мм лучшие свойства имеют слитки, отлитые при температуре 720 °С, частота тока 2500 Гц, худшие – отлитые при температурах 700 и 740 °С и частоте 500 Гц.

С увеличением скорости литья от 40 до 70 мм/мин механические свойства на периферии также растут.

Характер ликвации при литье в ЭМК в основном подчиняется тем же закономерностям, что и при литье в КС. Наиболее значительное влияние на ликвацию оказывает скорость литья, при увеличении которой, например, в сплаве Д16 наблюдается заметное увеличение содержания меди к центру слитка. Это, очевидно, связано с вымыванием маточного раствора на периферии в результате движения расплава и обогащения им центральных слоев. Это свидетельствует о проявлении при литье в ЭМК процессов прямой ликвации. С увеличением скорости литья вероятность образования неоднородности химического состава сплава в поверхностном слое уменьшается и может отсутствовать вообще.

10. 5. Дефекты поверхности и структуры слитков, их устранение

Слитки, отлитые в ЭМК, имеют, как правило, гладкую поверхность, внешне значительно отличающуюся от поверхности слитков, отлитых в КС. На поверхности полностью отсутствуют неслитины, надрывы, ликвационные наплывы и другие дефекты, характерные для кристаллизатора скольжения. Вместе с тем выявился ряд других дефектов, которые можно разделить на три группы.

Первая группа, состоящая из дефектов геометрии слитков (овальности, пережимов, уступов, волнистости), связана с механическими и электротехническими параметрами процесса. Значительные колебания уровня поверхности жидкой зоны и тока индуктора приводят к появлению уступов и пережимов на слитке. Продольная кривизна, волнистость и искажения формы поперечного сечения слитков являются следствием неравномерного и в особенности непрямолинейного хода стола литейной машины. Указанные дефекты ликвидируют при выполнении соответствующих требований к подаче металла и обеспечением нормальной работы литейной машины.

Во второй группе дефектов объединены различного рода точечные и штриховые выступы и раковины, плены и пузыри.

Появление на поверхности этой группы дефектов связано с развитием объемной кристаллизации твердого раствора и интерметаллидов, с качеством окисной пленки и ее поведением при литье, с газонасыщенностью и захватом воздуха расплавом при подаче его в кристаллизатор и другими факторами. Глубина дефектов этой группы не превышает 1 мм.

Третья группа дефектов – это поверхностные складки, образование которых более вероятно при понижении температуры расплава, малых скоростях литья, неравномерности охлаждения и подачи расплава в кристаллизатор, повышении интенсивности циркуляции, ведущих к усилению теплообменных процессов. Усиление экранирования, ведущее к снижению интенсивности циркуляции, исключает образование складок.

Из дефектов структуры необходимо отметить возможность появления пятнистости и полосчатости, образование которых связано с движением расплава в лунке.

Для устранения этих дефектов воздействуют на температурно-скоростные условия кристаллизации и уменьшают циркуляцию расплава.

10. 6. Технологические параметры литья в ЭМК

К основным технологическим параметрам, характерным для литья в ЭМК, относятся частота тока и высота жидкой зоны, геометрия экрана и его положение относительно индуктора.

Частота тока оказывает влияние на стабильность формирования жидкой зоны, структуру слитка и расход электроэнергии. С увеличением частоты тока жидкая зона становится более устойчивой к внешним возмущениям, уменьшаются интенсивность циркуляции и глубина основного контура, охватываемого циркуляцией. Кроме того, движение металла упорядочивается в большей степени и наблюдается тенденция к повышению однородности структуры.

Учитывая многолетний опыт литья в ЭМК, достаточно обосновано применение частоты в 2400 Гц. При необходимости получения слитков, к однородности структуры которых предъявляются высокие требования, частоту тока повышают до 10000 Гц.

Высота жидкой зоны оказывает существенное влияние на процесс кристаллизации слитка. С ее увеличением повышается интенсивность циркуляции металла в лунке, что вызывает измельчение зерна, но и неравномерность (разноразмерность) структуры слитка. Минимальная высота жидкой зоны составляет 20...25 мм, максимальная – 40...50 мм.

Введение экрана внутрь индуктора на определенную высоту (до 1/4 высоты индуктора) способствует уменьшению циркуляции.

При литье в ЭМК скорость литья увеличивается на 10...20%, а температура расплава – на 10...15°C по сравнению с литьем в КС.

10. 7. Технико-экономические показатели и перспективы развития процесса литья в ЭМК

Указанные выше преимущества литья в ЭМК позволяют использовать слитки в большинстве случаев без механической обработки. Вместе с тем повышение пластичности периферийных зон успешно используют для интенсификации и улучшения показателей обработки давлением, особенно при ковке и прокатке.

Эффективность использования слитков при прокатке объясняется следующим:

- ликвидацией фрезеровки, что обеспечивает экономию металла на 1 т листовой продукции до 1...2%, сокращение безвозвратных потерь на 2,3...8%, а также уменьшает стоимость литья слитков;

- повышением технологической пластичности и переводом на продольную прокатку сплавов АМг5 и АМг6, что приводит к увеличению производительности на 25%;

- пониженной склонностью к раскрытию слитков высоколегированных сплавов и соответственно уменьшением геометрических отходов при горячей прокатке;

- существенным улучшением кромки горячекатаной полосы, уменьшением брака по трещинам и рваной кромке; на некоторых сплавах (АМг2, АМг3, Д1) исключена обрезка кромки.

Благодаря указанным преимуществам увеличен выход годного при производстве 1 т листа на 4...10%.

При прессовании эффективность использования круглых слитков достигается благодаря ликвидации обработки резанием и повышению скорости истечения металла на 10...30%. Изготовление штампованных заготовок из круглых слитков, отлитых в ЭМК, позволяет исключить трудоемкую операцию промежуточного прессования круглой заготовки, применяемую при использовании круглой заготовки, отлитой в КС.

11. НОВЫЕ ТЕХНИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ В ОБЛАСТИ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И ЛИТЬЯ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

В этом разделе представлены результаты патентного обзора изобретений всех стран мира в области разработки новых деформируемых сплавов на основе алюминия, а также методов их обработки при наличии операций литейного производства.

11. 1. Новые технические решения в области материаловедения алюминиевых сплавов

В 2008 г. южнокорейская фирма HYUNDAI MOTOR CO LTD предложила изготавливать бамперы автомобилей из высокопрочного алюминиевого сплава, на что получила патент США №US2008308196¹. Алюминиевый сплав характеризуется следующим химическим составом, мас. %: Si не более 0,1; Fe не более 0,2; Cu 0,45...0,60; Mn 0,1...0,20; Mg 1,3...1,5; Cr не более 0,1; Zn 4,5... 5,1; Ti не более 0,04; Zr 0,08...0,12 и несущественные примеси не более 0,15.

Сплав приготавливают, отливают в круглые заготовки; прессуют с закалкой на желобе прессы, подвергают искусственному старению при температуре около 120°C в течение 24 ч и подвергают перестариванию при температуре 170...185°C в течение 1...3 ч.

Бельгийской фирмой CORUS ALUMINIUM и германским предприятием CORUS ALUMINIUM WALZPROD GMBH получены патенты Франции №FR2828499 и США №US2004256036² на прокат из алюминиево-магниевого сплава. Соотношение компонентов этого проката следующее, мас. %: Mg 4,8...5,6; Mn 0,05...0,4; Zn 0,40...0,6; Cu 0,06...0,35;

¹ Пат. US2008308196 USA, C22F1/053; C22C21/10. High-strength and high-toughness aluminum alloy material for bumper beam and method for manufacturing the same / Chung Yoo Dong; заявитель HYUNDAI MOTOR CO LTD; опублик. 18.12.2008.

² Пат. US2008289732 USA, C22F1/047; B62D29/00; C22C21/06. Aluminium-magnesium alloy product / Van Der Hoeven Job Anthonius; Zhuang Linzhong; Schepers Bruno; заявитель CORUS ALUMINIUM; CORUS ALUMINIUM WALZPROD GMBH; опублик. 27.11.2008.

Cr не более 0,25; Fe не более 0,35; Si не более 0,25; Zr не более 0,12; Ti не более 0,3; иных элементов, каждого не более 0,05, при их общей сумме не более 0,15; остальное – алюминий.

Прокат из заявляемого сплава может быть получен в широком диапазоне размеров до 200 мм, но предпочтительные размеры находятся в диапазоне 0,5...5 мм. Состояние поставки сплава может быть различным, но наилучшим видом обработки является O-temper или в случае тонких полос H-temper, например, H1111. Сплав обладает превосходной свариваемостью, поэтому из него можно изготавливать сосуды высокого давления.

ОАО "Научно-исследовательский институт стали" в 2007 г. подал патентную заявку № RU2007120278/02 на алюминиевый сплав для свариваемой гомогенной и слоистой брони³.

Сплав содержит цинк, магний, марганец, хром, титан, цирконий, медь, железо, кремний и примеси и отличается тем, что при суммарном содержании цинка и магния 6,4...7,4 мас. % и отношении содержания цинка к содержанию магния 2,57...3,67, он содержит компоненты при следующем соотношении, мас. %: цинк 4,9...5,5; магний 1,5...1,9; марганец 0,2...0,5; хром 0,15...0,25; титан 0,03...0,10; цирконий 0,07...0,12; медь 0,10...0,20; железо не более 0,35; кремний не более 0,25; другие примеси не более 0,1; алюминий – остальное.

В патентной заявке РФ №2007119259 описана заготовка для производства проката, отлитая из сплава черного или цветного металла⁴. Она отличается тем, что выполнена размерами в пределах размеров сляба или блюма, или с размерами поперечного их сечения из жидко-твердого расплава химически однородной, с равноосным первичным зерном при помощи кристаллизации под давлением, обеспечивающим беспористость заготовки. Заготовка отлита или способом выжимания с кристаллизацией под

³ Патентная заявка 2007120278 РФ, С22С22/00. Алюминиевый сплав для свариваемой гомогенной и слоистой брони / В.Ф. Каширин, А.П. Хромов; заявитель ОАО "НИИ стали"; опубл. 10.12.2008.

⁴ Патентная заявка 2007119259 РФ, В21J1/00. Заготовка для производства проката / Ю.А. Караник; заявитель он же; опубл. 27.11.2008.

давлением (ЛВКД), или способом выжимания расплава в форму из плавильно-раздаточной печи (ковша) через металлопровод с кристаллизацией под давлением (ЛВПКД), или способом непрерывного литья с использованием подвижного кристаллизатора при высокоскоростной вытяжке слитка (НЛПК).

Норвежская фирма NORSK HYDRO в 2008 г. получила европейский патент № EP1987170⁵ на алюминиевый сплав с улучшенной стойкостью к разрушению. Сплав основан на системе Al-Mg-Si и обладает повышенной пластичностью. Сплав содержит, мас. %: Mg 0,25...1,2; Si 0,3...1,4; Ti 0,03...0,4. Здесь титан присутствует в твердом растворе. Дополнительно сплав легирован одним или более компонентами из списка Mn не более 0,6; Cr не более 0,3; Zr не более 0,25, незначительные примеси, включая Fe и Zn, не более 0,5.

В патентной заявке РФ №2007114807⁶ описан алюминиевый сплав повышенной электрической проводимости. Алюминиевый сплав для сетей передачи электрической энергии отличается тем, что алюминий обогащают добавкой свинца дозой в пределах от 0,32 до 1,10% от атомного состава смеси. Сплав отличается также тем, что уточнению подлежат дозы добавляемого свинца на основе сведений о качестве и количестве примесей, превышающих 0,01% их состава.

Китайское предприятие ALUMINUM CORP OF CHINA LTD получило патент Китая CN №101058855⁷ на сверхэвтектический (hypereutectic) алюминиево-кремниевый деформируемый сплав. Изобретение преследует цель создать дезинтегрированную мелкодисперсную структуру. Для этого на

⁵ Пат. EP1987170 Европа, C22C21/08; C22C21/02; C22F1/05. Aluminium alloy with improved crush properties / Furu Trond; Tundal Ulf; Roeyset Jostein [et al.]; заявитель NORSK HYDRO AS; опубл. 05.11.2008.

⁶ Патентная заявка 2007114807 РФ, C22C38/00. Алюминиевый сплав повышенной электрической проводимости / П.Т.Обыденный, И.П.Обыденный, М.П.Обыденный [и др.]; заявитель П.Т.Обыденный; опубл. 27.10.2008.

⁷ Пат. 101058855 Китай, C22C1/02; B22D21/04; C22C1/03. Microstructure thinning process for hypereutectic aluminum alloy / ZHANG JUNHONG REN; заявитель ALUMINUM CORP OF CHINA LTD; опубл. 24.10.2007.

первом этапе добавляют частицы титана в расплав, на втором этапе добавляют фосфор и отливают слиток, который затем отжигают при температуре 500...520°C, слиток подвергают прессованию при температуре 480°C.

Федеральное государственное унитарное предприятие "Российский федеральный ядерный центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики" получило патент РФ №2337305⁸ на слоистую бронеплиту, включающую пластину из алюминиевого сплава.

Изобретение относится к средствам защиты транспортных и стационарных устройств от воздействия пуль стрелкового оружия. Предложена слоистая бронеплита, включающая слой из керамического материала, слой из отдельных взаимосвязанных пластин, расположенный на тыльной стороне слоя из керамического материала и жестко соединенный с наружной пластиной слоя из отдельных взаимосвязанных пластин при помощи клеевого связующего, и слоистый слой. На внешней стороне слоя из керамического материала последовательно установлены слой из пенопласта и слой из стали. Слой из стали выполнен толщиной не менее $\frac{2}{3}$ от толщины слоя из керамического материала. Слой из пенопласта выполнен толщиной не менее $\frac{1}{2}$ суммы толщины слоя из стали и слоя из керамического материала. Слой из отдельных взаимосвязанных пластин выполнен из наружной пластины из композиционного материала на основе стеклоткани, следующей за ним пластины из алюминиевого сплава и пластины из металла с модулем упругости E не менее 5×10^{10} Па. Изобретение направлено на повышение защитных свойств слоистой бронеплиты, уменьшение повреждения внутренних слоев бронеплиты и исключение зажигания элементов ее конструкции и защищаемого объекта пиротехническим составом.

⁸ Пат. 2337305 РФ, МПКF41H5/04. Слоистая бронеплита / М.П. Кужель, Р.М. Тагиров, А.В. Шебалов; заявитель Федеральное государственное унитарное предприятие "Российский федеральный ядерный центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики"; опубл. 27.10.2008.

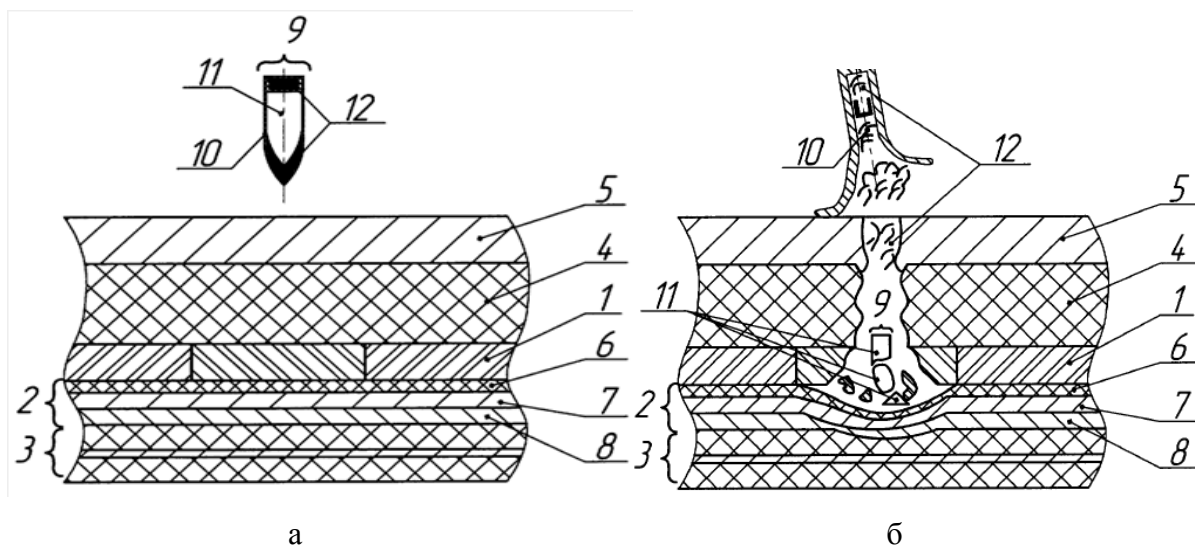


Рис. 11.1. Слоистая бронеплита (а) и характер ее взаимодействия с бронебойно-зажигательной пулей (б) по патенту РФ №2337305: 1 – слой из керамического материала; 2 – из отдельных взаимосвязанных пластин; 3 – слоистый; 4 – из пористого материала; 5 – металлический; 6 – из композиционного материала; 7 – из легкодеформируемого металла; 8 – из металла с модулем упругости $5 \cdot 10^{10}$ Па; 9 – бронебойно-зажигательная пуля; 10 – оболочка пули; 11 – сердечник пули; 12 – зажигательный (пиротехнический) состав пули

Слоистая бронепанель (рис. 11.1) содержит слой 1 из керамического материала (карбида кремния) толщиной 15 мм. Слой 1 из керамического материала жестко соединен с соответствующей наружной пластиной 6 слоя 2 из отдельных взаимосвязанных пластин с помощью эпоксидного клея ЭЛ-20. На внешней стороне слоя 1 из керамического материала последовательно установлены слой 4 из пенопласта ПС-1 и металлический слой 5 из стали 45. Слой 2 из отдельно взаимосвязанных пластин 6, 7, 8 выполнен из различных материалов: слой 6 толщиной 3 мм – из композиционного материала на основе стеклоткани, следующий за ним слой 7 толщиной 5 мм – из алюминиевого сплава АМг6, слой 8 толщиной 8 мм – из стали Х18Н10Т с модулем упругости $E=1,37 \cdot 10^{11}$ Па. Толщина металлического слоя 5 из стали 45 составляет 12 мм, а толщина слоя 4 из ПС – 14 мм. Толщина слоистой бронеплиты 57 мм, поверхностная плотность 230 кг/м².

При попадании пули 9 в металлический слой 5 в начальный момент удара ее по указанному слою происходит локальное разрушение оболочки 10. По мере внедрения пули 9 в металлический слой 5 оболочка 10 в зоне удара по металлическому слою разрушается в виде раскрывающихся лепестков, которые натываются на неповрежденную часть металлического слоя 5. При этом оболочка 10 испытывает сопротивление внедрению со стороны металлического слоя 5 и сердечник 11 пули 9 отделяется от оболочки 10 и продолжает внедряться в металлический слой 5. В момент удара пули 10 по металлическому слою 5 зажигается пиротехнический состав 12 головной и хвостовой частей пули 9, при этом за счет отделения оболочки 10 от сердечника 11 пули 9 продукты зажигания пиротехнического состава 12 остаются за пределами пробойны. Слой 4 из пористого материала локализует зажженные продукты пиротехнического состава 12, исключает их растекание на большую площадь в случае их случайного попадания в пробойну и исключает зажигание элементов конструкции слоистой бронеплиты. Слой 6 из композиционного материала демпфирует удар на керамический слой 1, на который воздействует сердечник 10 пули 9 после прохождения металлического 5 и пористого 4 слоев. При этом затягивается время разрушения керамического слоя 1 и увеличивается время взаимодействия сердечника 11 пули 9 с керамическим слоем 1, что приводит к еще большему разрушению сердечника 11 пули 9. Слой 7, деформируясь, улавливает осколки разрушенного сердечника 11 и керамического слоя 1. Последующий достаточно жесткий слой 8 из металла окончательно останавливает деформацию предыдущего слоя 7 и поглощает остаточную энергию удара пули 9.

Заявляемая конструкция позволяет решить поставленную задачу по разработке надежной защиты объекта от воздействия бронебойно-зажигательных пуль стрелкового оружия и получить новый технический результат. Проведенные испытания на моделях подтвердили заявляемый технический результат.

Японские фирмы FURUKAWA SKY ALUMINUM CORP и NIPPON STEEL ENGINEERING CORP в 2008 г. получили патент США №US2008257462 и европейский патент №EP1975263⁹ на алюминиевые сплавы для разливки при высоких температурах и скоростях.

Предлагаемый алюминиевый сплав содержит, мас. %: 2,0...8,0 Mg; 0,05...1,5 Mn; 0,05...0,4 Cr; не более 0,4 Fe. Диаметр частиц интерметаллидов на основе хрома, сформованных при литье, составляет не более 20 мкм, плотность распределения выделений на основе марганца и хрома составляет не менее 350000 зерен на квадратный миллиметр. Способ получения таких сплавов предусматривает контролируемое охлаждение со скоростью 20°С/мин или более после разливки.

Американская фирма АЛКОА в 2008 г. подала патентную заявку РФ №2007106718¹⁰ на сплавы серии 2000 с повышенными характеристиками стойкости к повреждениям для аэрокосмического применения.

Изделие из алюминиевого сплава серии 2000 аэрокосмического назначения с эффективным сочетанием прочности, вязкости и коррозионной стойкости, содержащее сплав, содержащий, мас. %: Cu 3,0...4,0; Mg 0,4...1,1; Mn 0,20...0,40; Fe не более 0,5; Si не более 0,5; Ag 0,3...0,8; Zn не более 0,40; и измельчающей зерно добавки не более 0,1; остальное – алюминий, случайные элементы и примеси. Суммарный массовый процент Ag и Zn составляет, по меньшей мере, примерно 0,3 мас.%, а упомянутые Cu и Mg присутствуют в отношении примерно 3,6...5 частей Cu на примерно 1 часть Mg.

Изделие из алюминиевого сплава дополнительно содержит ингибитор рекристаллизации, выбранный из группы, состоящей из Zr, Cr, Sc, Hf и Er,

⁹ Пат. EP1975263 Европа, C22C21/06; B21B3/00; C22F1/00; C22F1/04. Aluminum alloys for high-temperature and high-speed forming, processes for production thereof, and process for production of aluminum alloy forms / Ichitani Koji, Tagata Tsutomu, Komatsubara Toshio [et al.]; заявитель FURUKAWA SKY ALUMINUM CORP; NIPPON STEEL ENGINEERING CORP; опубл. 01.10.2008.

¹⁰ Патентная заявка 2007106718 РФ, C22C21/00. Сплавы серии 2000 с повышенными характеристиками стойкости к повреждениям для аэрокосмического применения. / Лин Джен, Ньюман Джон, Магньюсен Пол [и др.]; заявитель АЛКОА ИНК; опубл. 27.08.2008.

причем предпочтительно упомянутый ингибитор представляет собой Zr в количестве вплоть до 0,18 мас. %. Упомянутая измельчающая зерно добавка представляет собой керамическое соединение (титан или соединение титана).

Упомянутое изделие обладает следующими механическими свойствами:

- вязкость (УЭРТ) в ориентации T-L, измеренная с помощью испытания на разрыв образца с надрезом с использованием ASTM B871, по меньшей мере на 60% выше, чем у испытанного аналогичным образом AA 2524HDT-T3 или T8;
- средняя усталостная долговечность соединений при испытании на перераспределение высокой нагрузки примерно на 60% больше, чем у 2X24HDT, в единицах средней усталостной долговечности (в циклах);
- изменение типа свойств коррозии с межзеренной на питтинговую согласно измерениям по ASTM G110.

Изделие из указанного алюминиевого сплава находит применение в качестве листового изделия в элементах фюзеляжа, включая обшивку, панели и стрингеры, или для применения в элементах крыла, включая обшивку нижней поверхности крыла, стрингеры и панели, и в толстых конструктивных элементах, таких как лонжероны и ребра.

Американская фирма АЛКОА в 2008 г. получила патент РФ №2329330¹¹ на продукты из алюминиевого сплава и способ искусственного старения.

Продукт из алюминиевого сплава, состоящего из следующих компонентов, мас. %: цинк 6...10; магний 1,2...1,9; медь 1,2...2,2, при этом один или несколько элементов выбирают из группы, состоящей из циркония до 0,4, скандия – 0,4 и гафния – 0,3, при этом алюминий и случайные примеси – остальное. Указанный сплав необязательно содержит титан

¹¹ Пат. 3229330 РФ, С22С21/10. Продукты из алюминиевого сплава и способ искусственного старения. / Чакрабартти Дхруба, Лиу Джон, Гудмэн Джей [и др.]; заявитель АЛКОА ИНК; опубл. 20.07.2008.

до 0,06, кальций – 0,03, стронций – 0,03, бериллий – 0,002. Продукт с большим поперечным сечением подвергнут обработке на твердый раствор, закаливанию и искусственному старению. Продукт с малым поперечным сечением подвергнут медленному закаливанию. Предложены изготовленные из данного сплава следующие изделия: крыло самолета, конструкционный элемент, способы его изготовления, элемент отсека кессона крыла, профилированная плита, крыло самолета большой грузоподъемности, а также самолет большой грузоподъемности. Техническим результатом изобретения является разработка продуктов, имеющих более высокие значения прочности и лучшие свойства стойкости к растрескиванию и к коррозии.

В 2008 г. ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод» получил патент РФ №232775812 на сплав на основе алюминия и изделия из него.

Изобретение относится к области металлургии, в частности к высокопрочным алюминиевым сплавам системы алюминий-медь-магний-литий, применяемым для изготовления изделий, используемых в ответственных авиакосмических конструкциях. Сплав и изделие из него содержат следующие компоненты, мас. %: медь 2,1...2,4; литий 1,5...2,0; магний 0,6...1,0; цинк 0,1...1,0; скандий 0,15...0,2; цирконий 0,05...0,2; железо 0,02...0,15; марганец 0,01...0,2; бериллий 0,005...0,2; кальций 0,001...0,05; по крайней мере один элемент из группы – титан 0,01...0,1; никель 0,001...0,01; ванадий 0,005...0,01; при ограничении содержания кремния до 0,1, хрома – 0,05, натрия – 0,001, галлия – 0,001, алюминий – остальное. Получают сплав и изделие из него, обладающие высокими пределами прочности и пластичности.

Снижение содержания меди в сплаве до пределов 2,1...2,4 мас. % при увеличении содержания магния до 1,0 мас. % и соответствующем сочетании

¹² Пат. 2327758 РФ, С22С21/18. Сплав на основе алюминия и изделия из него / Б.В.Овсянников, В.И.Попов; заявитель ОАО "Каменск-Уральский металлургический завод"; опубл. 27.06.2008.

содержания других элементов позволяет практически полностью перевести медь в твердый раствор и способствует появлению в структуре дополнительной упрочняющей фазы S1 (Al_2CuMg). Это приводит к значительному уменьшению объемной доли интерметаллидов медьсодержащих фаз (что было установлено электронно-микроскопическим исследованием сплава) и, как следствие, повышению пластичности сплава и его прочности. Уменьшение количества меди в сплаве менее 2,1 мас. % не влияет на повышение его характеристик пластичности, но значительно снижает прочностные характеристики.

Повышение содержания скандия до 0,15...0,20 мас. %, при содержании циркония в пределах 0,05...0,20 мас. %, а также введение одного или более элементов из группы титана, никеля и ванадия в указанных количествах способствует формированию однородной мелкозернистой структуры, обеспечивает структурное упрочнение полуфабрикатов и изделий из предлагаемого сплава, что позволяет достичь необходимого уровня прочностных свойств сплава.

Дополнительно установлено, что натрий не образует фаз с алюминием, которые могут приводить к хрупкому разрушению по границам зерен в процессах рекристаллизации сплава и обработки давлением. Также установлено, что при содержании натрия ниже 0,001 мас. % он практически полностью растворяется в твердом растворе, что приводит к повышению пластичности сплава.

Кальций в количестве 0,005...0,02 мас. % является добавкой, связывающей избыточный натрий и другие примесные элементы, приводящей к образованию более округлой формы выделившихся интерметаллидов и их коагуляции, что приводит к более благоприятным условиям сдвиговой деформации и, как следствие, повышению технологической пластичности сплава.

Железо в пределах 0,02...0,15 мас. % увеличивает прочность и улучшает характеристики ползучести. В тоже время введение повышенного содержания титана до 0,01...0,1 мас. % способствует уменьшению склонности сплава к трещинообразованию и, кроме того, благодаря измельчению зерна и выравниванию свойств сплава по всему объему слитка, приводит к дополнительному повышению прочности и пластичности.

Из предлагаемого сплава на основе алюминия могут быть получены различные полуфабрикаты: листы, плиты, штамповки, прессованные изделия. Из полуфабрикатов предлагаемого сплава могут быть изготовлены различные изделия, например панели для обшивки фюзеляжных конструкций летательных аппаратов, элементы силового набора, сварные топливные баки и другие элементы авиакосмической техники.

В промышленных условиях были изготовлены плоские слитки сечением 300×1100 мм путем плавления шихты, рафинирования сплава и литья при температуре 710...730°C в плоский кристаллизатор. В дальнейшем из слитков каждого сплава были изготовлены лакированные листы путем горячей прокатки при температуре 430°C до толщины 6,5 мм со сверткой в рулоны, отжигом при температуре 400°C и холодной прокаткой.

Патентом США №US2008163960¹³, а также международным патентом №WO9739156 английскими изобретателями защищен алюминиевый сплав, свойства которого исследованы следующим образом. После старения в режиме обработки T5 или T6 экструдированные профили подвергались травлению и в заявленном диапазоне содержания легирующих компонентов выявлены лучшие химические составы, обладающие повышенной коррозионной стойкостью. На рис. 11.2 показан характер воздействия среды на сплавы с различным содержанием лигатуры.

¹³ Пат. US2008163960 США. C22F1/04. Aluminium alloy and extrusion / Parson Nicholas Charles; Ellard Barry Roy; Marshall Graeme John; заявитель они же; опубл. 10.07.2008.

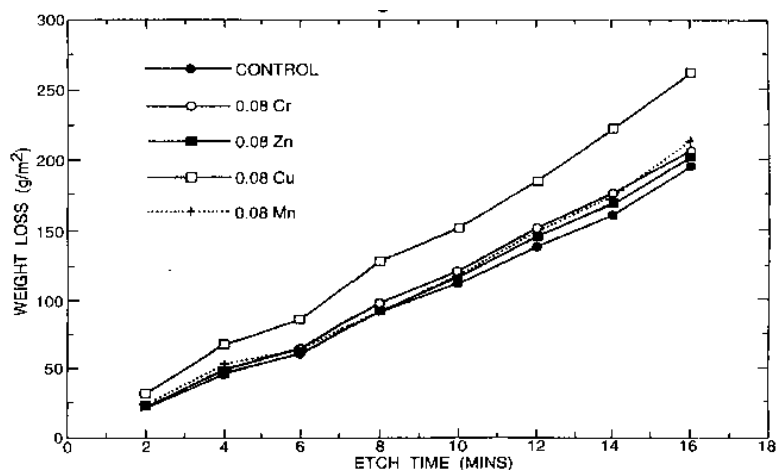


Рис. 11.2. Зависимость потери массы (ось ординат) от времени травления (ось абсцисс) для сплавов с различным содержанием легирующих компонентов по данным патента США № US2008163960

Рекомендованный к применению сплав состоит из следующих компонентов, мас. %: Fe не более 0,35; Si 0,20...0,6; Mn не более 0,10; Mg 0,25...0,9; Cu не более 0,015; Ti не более 0,10; Cr не более 0,10; Zn не более 0,03; остальное алюминий и незначительные примеси.

Открытое акционерное общество "Научно-исследовательский институт стали" получил патент № 2310693¹⁴ на броневой деформируемый алюминиевый сплав.

Броневой деформируемый алюминиевый сплав включает цинк, магний, марганец, хром, титан, цирконий, бериллий, железо, кремний, медь и алюминий. Он отличается тем, что он дополнительно содержит натрий при следующем соотношении компонентов, мас. %: цинк 5,4...6,2; магний 2,51...3,0; марганец 0,1...0,3; хром 0,12...0,25; титан 0,03 0,10; цирконий 0,07...0,12; бериллий 0,0002...0,005; натрий 0,0001...0,0008; медь не более 0,2; железо не более 0,3; кремний не более 0,2; алюминий – остальное.

Данный сплав позволяет повысить однородность структуры брони и ее сварных швов, обеспечить стабильную бронестойкость протяженных сварных швов брони независимо от расположения свариваемых элементов,

¹⁴ Пат. 2310693 РФ, МПКС22С1/06. Броневой деформируемый алюминиевый сплав / А.А. Арцруни, Б.Д. Чухин. ОАО "Научно-исследовательский институт стали"; опублик. 20.11.2007.

исключить откол с тыльной стороны брони при непробитии снарядом, исключить возможность снижения живучести брони в процессе эксплуатации, включая использование в условиях сочетания с внешней динамической защитой.

Изготовление брони из сплава по изобретению включает получение расплава, его литье полунепрерывным способом в кристаллизатор скольжения или в электромагнитный кристаллизатор на круглые или плоские слитки, резку слитков на слябы, их гомогенизацию, фрезеровку, стандартное деформирование прокаткой, прессованием ковкой или штамповкой, термообработку заготовок. Требуемую концентрацию натрия в сплаве по изобретению получают путем выстаивания расплава в миксере под флюсом, например криолитовым. При изготовлении поковок применяются III и IV схемыковки. Термообработка полуфабрикатов включает закалку и искусственное старение при температуре 100°C в течение 24 ч. Сварку деталей ведут по стандартной технологии. Сварную бронеконструкцию, включающую протяженные сварные швы, дополнительно выдерживают при температуре 165...175°C в течение 3...4 ч.

Германскому предприятию ЕАДС ДОЙЧЛАНД ГМБХ выдан патент РФ №2277603¹⁵ на нестареющий алюминиевый сплав.

Изобретение относится к упрочняемым естественным старением сплавам на основе алюминия, предназначенным для использования в виде полуфабрикатов в качестве конструкционного материала. Сплав содержит следующие компоненты, мас. %: магний 5,0...5,6; титан 0,01...0,05; бериллий 0,0001...0,005; цирконий 0,05...0,15; скандий 0,18...0,30; церий 0,001...0,004; марганец 0,05...0,18; медь 0,05...0,15; цинк 0,05...0,15; элементы из группы, содержащей железо и кремний 0,04...0,24; при соотношении между железом и кремнием в пределах от 1 до 5, алюминий – остальное. Техническим результатом изобретения является разработка сплава, обладающего

¹⁵ Пат. 2277603 РФ, С22С21/06. Нестареющий алюминиевый сплав в качестве полуфабриката для изготовления конструкций / В.Г. Давыдов, Ю. Филатов, Б. Ленкцовски [и др.]; заявитель С ЕАДС ДОЙЧЛАНД ГМБХ; опубл. 10.06.2006.

улучшенными статическими и динамическими прочностными свойствами, способствующими повышению срока службы и эксплуатационной надежности, а также снижению веса конструкций, изготовленных из него.

Типичная форма облегченной детали, полученной по патенту №EP2003219 фирмы KOBE STEEL LTD, а также действующие на нее напряжения при работе в целом всей конструкции, представлены на рис. 11.3.

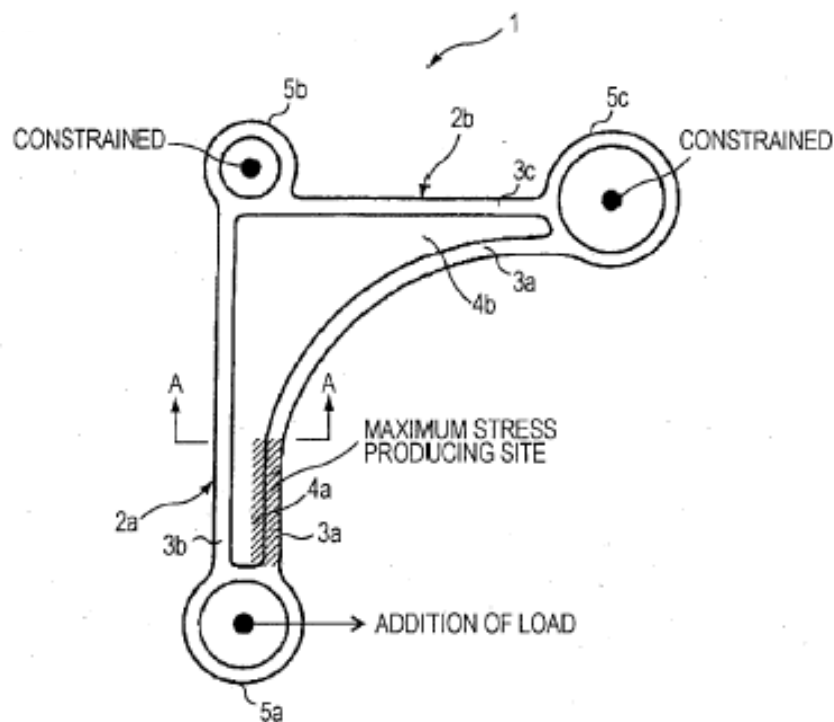


Рис. 11.3. Деталь для автомобиля (пояснения в тексте)

Здесь сама деталь 1 имеет треугольную форму, разделенную на концевые участки закругленной формы 5а, 5b, и 5с. Эти участки соединены в единое целое рамной конструкцией, состоящей из участков 2а и 2b, которые имеют выступы 3а и 3b. Для облегчения конструкции выполнены углубления 4а и 4b. Для восприятия максимальных напряжений в углах конструкции выполнены утолщения 5а, 5b и 5с. Изобретением обеспечивается такая структура металла, включающая распределение интерметаллидов, которая вызывает наибольшее сопротивление возникающему при нагрузке максимальному напряжению (maximum stress).

11. 2. Новые технические решения в области разработки способов получения заготовок из алюминиевых сплавов

В 2008 г. ООО "Русская инжиниринговая компания" получила патент РФ №2337980¹⁶ на способ рафинирования алюминия и алюминиевых сплавов в транспортном ковше. Способ включает подачу флюса и перемешивание расплава. Перемешивание проводят путем воздействия на расплав бегущим электромагнитным полем непрерывно или повторно-кратковременно, со стороны источников электромагнитного поля с переменной направления его движения. Флюс подают в расплав под зеркало металла. Источник электромагнитного поля установлен вплотную к наружной стенке транспортного ковша таким образом, что центральная ось источника совпадает с геометрическим центром расплава в транспортном ковше. Обеспечивается возможность рафинирования в автоматическом режиме с минимальными затратами времени, электроэнергии и расходуемых материалов.

Установка содержит футерованную емкость 1 (рис. 11.4) для транспортировки расплава 2, устанавливаемую на подставку с направляющими 3. По направляющим при помощи транспортной тележки 4 перемещается устройство для перемешивания 5, состоящее из одного или нескольких многофазных индукторов бегущего электромагнитного поля, расположенных с боковой стороны футерованной емкости. Чтобы плотно прижать к поверхности футерованной емкости устройство для перемешивания, на тележке установлен выравнивающий механизм 6.

Для подачи флюса внутрь транспортного ковша на подставке 7 устанавливается устройство для ввода газопорошковой смеси 8.

¹⁶ Пат. 2337980 РФ, С22В9/02. Способ рафинирования алюминия и алюминиевых сплавов в транспортном ковше / Е.Г. Чувазов, С.В. Солдатов [и др.]; заявитель ООО "Русская инжиниринговая компания"; опубл. 10.11.2008.

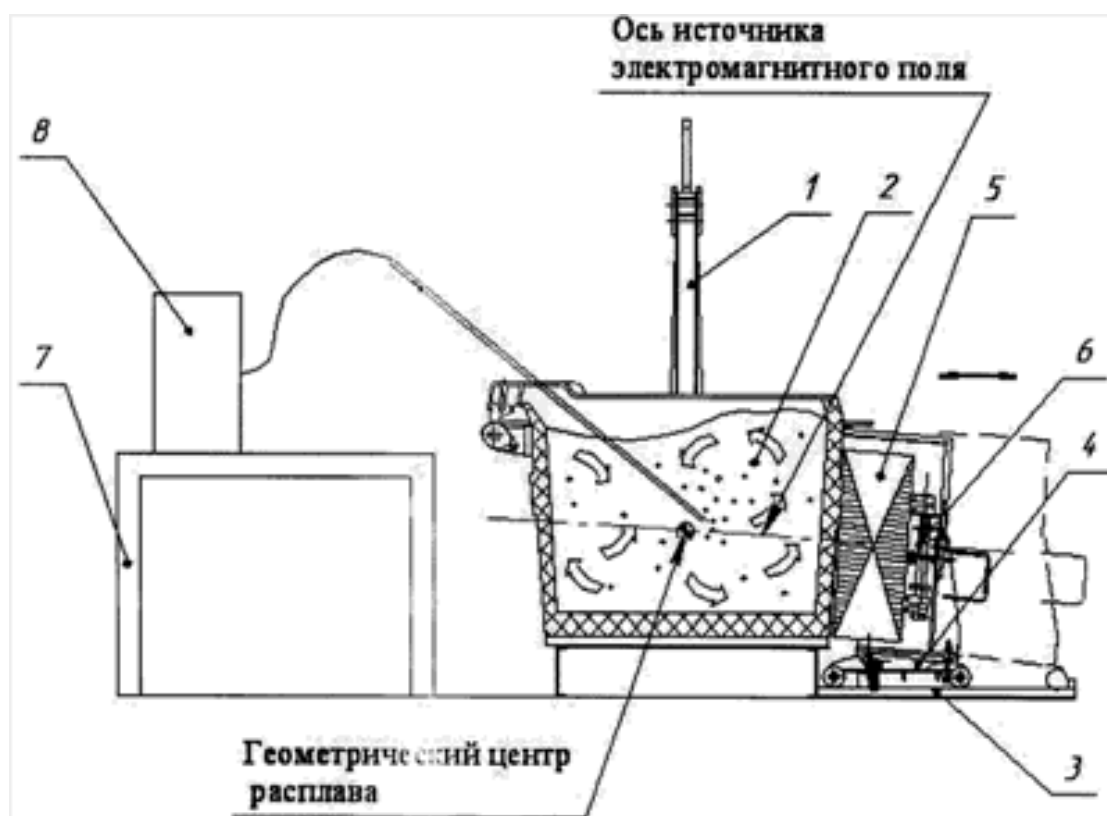


Рис. 11.4. Схема установки рафинирования алюминия и алюминиевых сплавов в транспортном ковше (пояснения в тексте)

Японская фирма KOBЕ STEEL LTD получила международный патент №WO2008123355¹⁷ на способ производства толстой плиты из алюминиевого сплава. Способ состоит из стадии S1 плавления компонентов: алюминия и магния и, по крайней мере, одного элемента из группы Si, Fe, Cu, Mn, Cr, Zn, Ti и Zr. Следующая стадия S2 представляет собой удаление водорода из расплава. Стадия S3 служит для фильтрации с целью удаления примесей. На стадии S4 осуществляется разливка жидкого металла, а на стадии S5 – разрезка слитка на слябы. Стадия термической обработки S6 заключается в нагреве до температуры не менее, чем 400°С и выдержке в течение промежутка времени не менее 1 ч.

¹⁷ Пат. WO2008123355, C22B21/06; B22D1/00; B22D21/04. Method for producing aluminum alloy thick plate and aluminum alloy thick plate / Kobayashi Kazunori; Tokuda Kenji; Kato Tomoharu [et al.]; заявитель KOBЕ STEEL LTD; опубл. 16.10.2008.

Японская компания AISIN KEIKINZOKU CO LTD получила международный патент №WO2008123184¹⁸ на способ производства прессованной продукции из алюминиевого сплава серии 7000.

Для подавления склонности к естественному старению регулируют количество Mg и Zn до стехиометрического соотношения, соответствующего соединению MgZn₂, при этом не допускают излишнего количества магния и излишнего количества цинка более 0,5 мас. %.

В 2008 г. Московский государственный институт стали и сплавов (технологический университет) получил патент РФ №2335379¹⁹ на способ получения пористых материалов из алюминиевых сплавов.

Технический результат от применения способа состоит в снижении себестоимости производства пеноалюминия за счет использования вторичного алюминиевого сырья.

Указанный технический результат достигается следующим образом: обработкой измельченных отходов алюминиевых сплавов любого состава с порофором в высокоэнергетических мельницах до получения однородного состава порошка, засыпку в разборную емкость, холодное, а затем горячее прессование до получения плотной заготовки или экструзию и термообработку при температуре выше температуры разложения порофора (выше 650°C) до получения пористой заготовки. Перед термообработкой технологическую заготовку режут на мерные заготовки и помещают их в теплоизолированную изнутри форму, которую устанавливают в печь для осуществления термообработки.

¹⁸ Пат. WO2008123184, C22C21/10; B21C23/00; C22F1/053. 7000 aluminum alloy extrudate and process for producing the same / Yoshida Tomoo, Yoshida Arata, Makino Shinji [et al.]; заявитель AISIN KEIKINZOKU CO; опубл. 16.10.2008.

¹⁹ Пат. 2335379 РФ, МПКС22С1/08. Способ получения пористых материалов из алюминиевых сплавов / Д.О. Иванов, В.К. Портной, А.И. Солонин [и др.]; заявитель Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Московский государственный институт стали и сплавов" (технологический университет); опубл. 10.10.2008.

Предлагаемый способ производства пористых полуфабрикатов из различного вторичного алюминиевого сырья позволяет повысить качество пеноалюминия за счет регулировки скоростей нагрева и охлаждения, снизить температуру прессования более чем на 20°С ниже температуры образования самой легкоплавкой эвтектики за счет активации гранул во время обработки в высокоэнергетических мельницах, а также снизить себестоимость изделий из пеноалюминия на 40...60% за счет использования очищенных отходов алюминиевых сплавов.

Процесс изготовления технологической заготовки состоит из следующих операций. Смешивание измельченных алюминиевых отходов одного или нескольких составов и порофора в высокоэнергетических мельницах. В результате получают гранулы с одинаковым средним составом по всему сечению, что простым смешиванием не осуществимо. Холодное прессование проводят при комнатной температуре в разборной металлической форме до плотности 80...85% от плотности металла, далее проводят горячее прессование (брикетирование) при давлении прессы 90 кН и температуре 350°С до плотности 99%, затем производится замена глухой матрицы на проходную и горячая пластическая деформация (экструзия) до получения технологической заготовки, соответствующей по форме проходной матрице: пруток, полоса, профиль, труба и т.п. Механизм прессования или истечения уплотненной порошковой смеси в очаге деформации вызывает развитие следующих процессов:

- дробление окисных пленок частиц порошков;
- обновление мест контактов с неокисленной поверхностью алюминиевой матрицы;
- повышение температуры в местах контактов;

- ускорение диффузионных процессов по местам контактов без окисной пленки, что в итоге обеспечивает формирование плотной, монолитной, прочной и пластичной экструдированной технологической заготовки.

Прессованную технологическую заготовку разрезают на мерные заготовки под штамповку или прокатку. Полученные мерные заготовки нагревают и подвергают штамповке на изделия или прокатке на лист. Для образования пористой структуры (получения пеноалюминия) проводят термообработку при температуре выше температуры разложения порофора (выше 650°C) в форме, в которой внутренние стенки выкладывают теплоизоляционным материалом. В результате термообработки получают пористый материал, соответствующий форме и размерам изготовленной формы. Термообработку прессованного полуфабриката осуществляют со скоростью нагрева от 200 до 2500°C , что позволяет получить пеноалюминий с различной пористостью и размерами пор.

Для производства пеноалюминия используются различные композиции вторичных алюминиевых сплавов с разным элементным составом и температурой ликвидуса не ниже температуры разложения порофора. Вторичное сырье и порофор обрабатывались в высокоэнергетических мельницах с квазицилиндрическими мелющими телами в атмосфере аргона 1 ч. Температура разложения применяемого порофора TiH_2 (гидрида титана) составляет $650\dots 670^{\circ}\text{C}$.

Полученную смесь засыпали в разъемную форму и подвергали двухстороннему холодному (при комнатной температуре) и горячему прессованию (температура горячего прессования равна 350°C). Высокотемпературный нагрев до температуры интенсивного разложения порофора проводили со средней скоростью $200\dots 2500^{\circ}\text{C}/\text{мин}$. Полученный пеноалюминий имеет плотность $0,6\dots 1 \text{ г}/\text{см}^3$.

Государственный университет цветных металлов и золота получил в 2008 г. патент №2335376²⁰ на устройство для непрерывного литья, прокатки и прессования профилей, в том числе из алюминиевых сплавов. Устройство содержит печь–миксер, валок с ручьем и валок с выступом, образующие рабочий калибр, на выходе из которого установлена матрица. В матрице выполнены каналы для подвода хладагента к контактирующим поверхностям матрицы и валков и каналы для подвода хладагента к профилю, выходящему из матрицы.

На рис. 11.5 показан общий вид устройства в разрезе во время осуществления процесса непрерывного литья, прокатки и прессования профилей. Устройство включает печь–миксер 1 с расплавом 2, валок 3 с ручьем и валок 4 с выступом, образующие закрытый калибр, перекрытый на выходе матрицей 5 с охлаждаемыми каналами 6, выполненными на наружной ее поверхности, находящейся в контакте с валками 3 и 4. Матрица 5 также снабжена охлаждаемыми каналами 7 для подвода хладагента к профилю на выходе из канала матрицы 5, а валки 3 и 4 снабжены индукторами 8 для их нагрева, расположенными по разные стороны от валков 3 и 4.

Устройство работает следующим образом. Вначале валки нагреваются до необходимой температуры с помощью индукторов 8. Затем расплавленный металл 2 заливается в печь–миксер 1, при этом начинается его кристаллизация на поверхностях валков 3 и 4. Далее закристаллизовавшийся металл захватывается валками 3 и 4, деформируется в закрытом калибре между валками 3 и 4 и выдавливается через рабочий канал матрицы 5. В момент попадания расплава в печь-миксер 1 подается хладагент в охлаждаемые каналы 6 и 7 матрицы 5. При необходимости возможен нагрев валков индукторами 8 во время работы.

²⁰ Пат. 2335376 РФ, В22D11/06. Устройство для непрерывного литья, прокатки и прессования профилей / С.В. Беляев, Н.Н. Довженко, С.Б. Сидельников [и др.]; заявитель Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Государственный университет цветных металлов и золота"; опубл. 10.10.2008.

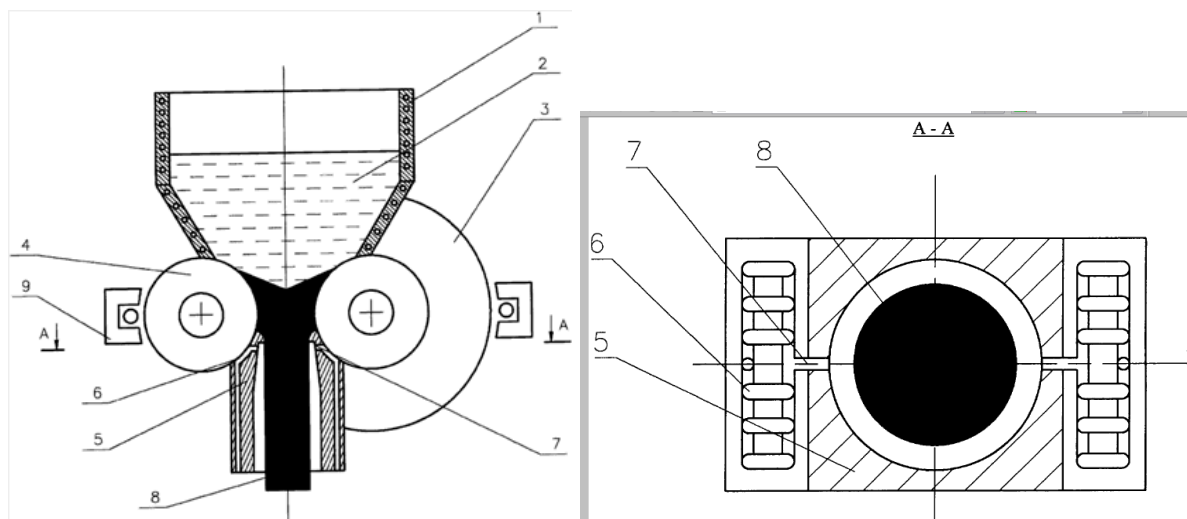


Рис. 11.5. Схема литейно-деформирующей установки (пояснения в тексте)

С помощью лабораторной установки на базе прокатного стана ДУО 200 провели непрерывное литье, прокатку и прессование прутка (профиля) диаметром 6 мм из сплава алюминия марки А7. Температура расплава составляла 700°C , а температура прессования – 530°C . Прессование прутка проводили через матрицу с вытяжкой 10 с использованием прототипа и заявляемого устройства. При этом фиксировали изменение выходной температуры профиля и максимально возможную скорость прессования по появлению трещин на поверхности прутка. Принудительное охлаждение поверхности контакта матрицы и валков, а также профиля на выходе из канала матрицы в заявляемом устройстве позволило увеличить производительность процесса изготовления профиля до 30%. Предварительный нагрев валков индукторами и применение их охлаждения во время работы стабилизировали выходную температуру профиля, что существенно снизило ее колебания в среднем с 40°C до 10°C и этим самым повысило однородность свойств по длине профиля, при этом практически отсутствовало искажение геометрии получаемого профиля.

Открытому акционерному обществу "Чепецкий механический завод" выдан патент РФ №2323984²¹ на способ переработки стружки особоочистых алюминиевых сплавов.

Задачей изобретения является снижение себестоимости металла, полученного с использованием переработанной стружки особоочистых алюминиевых сплавов, при обеспечении соответствия химсостава этого металла установленным требованиям. Исходную стружку обрабатывают во вращающемся перфорированном барабане в ванне с водным раствором моющего средства с концентрацией 25...30 г/л при температуре 55...65°C в течение 7...10 мин, промывают в проточной воде при температуре 10...30°C в течение 1...2 мин с барботажем, повторно промывают в проточной воде в течение 3...4 мин в другой ванне, а затем в проточном конденсате при температуре до 90°C в течение 3...4 мин, выдерживают во вращающемся барабане над ванной в течение 1...2 мин, сушат при температуре 100...110°C в течение 10...15 мин и брикетируют, а в качестве исходной используют смесь различных типов стружки, полученной после разрезки пилой, токарной обработки, обточки темплетов, которую готовят при следующем соотношении: (2...4):(13...18):1 соответственно.

Произведена замена высокзатратных операций подготовки стружки к плавке (высокотемпературной сушки, магнитной сепарации и дробления) на менее затратные операции (обезжиривания, промывки в воде, сушки и брикетирования). Также осуществлена замена дорогостоящих реагентов, используемых в аналогах для обезжиривания стружки (кислоты, щелочи, специального обезжиривающего агента) на менее дорогостоящие реагенты (водный раствор моющего средства), что позволяет значительно снизить себестоимость полученного металла.

Применение в заявляемом техническом решении операции смешения стружки разных обработок в заявленном соотношении, использование для

²¹ Пат. 2323984 РФ, С22В7/00. Способ переработки стружки особоочистых алюминиевых сплавов / А.Л. Беляев, М.М. Веселков, С.Ю. Кулешов [и др.]; заявитель "Чепецкий механический завод"; опубл. 10.05.2008.

промывки обезжиренной стружки проточной воды, проточного конденсата и заявленных параметров подготовки стружки к плавке позволяет наиболее полно удалять технологические загрязнения с поверхности стружки, что позволяет обеспечивать стабильный химсостав металла, полученного с использованием переработанной стружки особочистых алюминиевых сплавов, соответствующий установленным требованиям.

Заявляемое техническое решение опробовано в производственных условиях ОАО ЧМЗ с положительным результатом. Переработано 20 т алюминиевой стружки сплава Б1Т, которая использована для изготовления алюминиевых слитков. Из этих слитков были изготовлены изделия и направлены потребителям.

В 2008 г. Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН получил патент РФ №2318029²² на способ рафинирования алюминиевых сплавов. Задачей предлагаемого изобретения является создание способа рафинирования, отличающегося повышенной рафинирующей способностью, низкой себестоимостью и экологической безопасностью. При рафинировании алюминиевых сплавов, включающем обработку расплава флюсом, содержащим хлориды, фториды и огнеупорные наполнители в виде дисперсных частиц тугоплавких оксидов алюминия и кремния, флюс замешивают в расплав, находящийся в твердожидком состоянии, а затем нагревают его до температуры 720...730°С, т.е. выше ликвидуса, при следующем соотношении компонентов флюса, мас. %: KCl 1,9...9,4; NaCl 1,2...6,0; Na₃AlF₆ 0,9...4,6; оксиды Al и Si – остальное. От ближайшего прототипа предлагаемый способ рафинирования отличается тем, что содержание дисперсных тугоплавких частиц оксидов Al и Si в составе флюса достигает 80...96 мас. %, а также самой технологией рафинирования. Для реализации предлагаемого способа рафинирования разработана технология введения рафинирующих средств в сплав. Рафинирующую смесь,

²² Пат. 2318029 РФ, МПКС22С1/06. Способ рафинирования алюминиевых сплавов / А.В. Панфилов, Д.Н. Бранчуков, А.А. Панфилов [и др.]; заявитель Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН; опубл. 27.02.2008.

перемешивая, вводят в сплав, нагретый до температур в интервале ликвидус-солидус, т.е. находящийся в твердожидком состоянии, что и обеспечивает равномерное распределение реагентов в сплаве. При последующем повышении температуры до 720...730°C происходит активное взаимодействие флюса с расплавом, в результате которого частицы рафинирующего реагента всплывают на поверхность, адсорбируя при этом находящиеся в расплаве газы, окислы и др. неметаллические включения. Дисперсные частицы тугоплавких оксидов алюминия и кремния вводят в состав флюса в виде SiO_2 или метакаолинита $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ (прокаленного при $t=550 \dots 600^\circ\text{C}$ каолинита $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot x\text{H}_2\text{O}$ для удаления конституционной влаги).

Результаты испытаний показывают, что при использовании комбинированных флюсов, заявленных в изобретении, существенно повышается эффективность процесса рафинирования алюминиевых сплавов, что приводит к повышению их механических свойств. За счет сокращения длительности выдержки расплава под флюсом снижаются энергозатраты или себестоимость рафинирования.

Федеральное государственное унитарное предприятие "Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов" получило патент №2299264²³ на способ изготовления изделий из деформируемых алюминиевых сплавов.

Технической задачей этого изобретения является разработка способа изготовления изделий, особенно массивных крупногабаритных, из деформируемых алюминиевых сплавов, обладающих улучшенным комплексом прочностных свойств, вязкости разрушения, коррозионной стойкости, особенно снижением склонности к межкристаллитной коррозии (МКК).

²³ Пат. 2299264 РФ, С22F 1/04. Способ изготовления изделий из деформируемых алюминиевых сплавов / Е.А. Ткаченко, И.Н. Фридляндер; Е.Н. Каблов [и др.]; Федеральное государственное унитарное предприятие "Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов" (ФГУП "ВИАМ"); опубл. 20.05.2007.

При этом используется прием регламентирования структуры – уменьшения объемной доли частиц избыточных фаз, повышения однородности структуры и свойств в объеме изделия, уменьшения анизотропии механических свойств, что обеспечивает повышение весовой эффективности, ресурса и надежности изделия в эксплуатации.

Для решения поставленной задачи предложен способ изготовления изделий из деформируемых алюминиевых сплавов, включающий гомогенизацию слитка, охлаждение, нагрев до температуры предварительной пластической деформации, предварительную пластическую деформацию, нагрев заготовки до температуры окончательной пластической деформации, окончательную пластическую деформацию при этой температуре и термическую обработку, отличающийся тем, что перед нагревом под окончательную пластическую деформацию заготовку нагревают до температуры 450...480°C, выдерживают при этой температуре в течение времени, достаточного для растворения избыточных эвтектических и вторичных фаз, и охлаждают со скоростью не менее 100°C/ч до температуры на 20...70°C ниже T_1 (где T_1 – температура минимальной устойчивости твердого раствора).

Гомогенизацию слитков проводят по различным режимам. Для изделий из слитков небольших размеров (диаметром до 400 или толщиной до 200 мм) в одну стадию – при температурах 300...470°C и времени выдержки 3...42 ч, причем скорость нагрева до температуры выдержки составляет не более 50°C/ч. При двухстадийном режиме гомогенизации, применяемом предпочтительно для крупногабаритных слитков (диаметром или толщиной свыше 200 мм), первую стадию осуществляют в интервале температур минимальной устойчивости твердого раствора основных легирующих элементов в алюминии со скоростью нагрева 2...5°C/ч, а на второй стадии проводят нагрев со скоростью 30...50°C/ч до температуры 450...480°C с последующей выдержкой при этой температуре в течение 3...42 ч.

Температура устойчивости твердого раствора основных легирующих элементов в алюминии составляет, как правило, 280...350°C.

Нагрев и последующая выдержка предварительно деформированной заготовки при температуре 450...480°C обеспечивает более полное растворение сохранившихся после гомогенизации слитка неравновесных частиц эвтектических фаз, уменьшение объемной доли этих частиц и повышение однородности химического состава за счет ускорения диффузии легирующих элементов в деформированной матрице по сравнению с литой.

Регламентирование скорости охлаждения с температуры выдержки 450...480°C не менее 100°C/ч перед окончательной деформацией приводит к выделению из пересыщенного твердого раствора вторичных фаз глобулярной формы, что способствует протеканию более равномерной деформации, получению однородных структуры и свойств в объеме изделия.

В промышленных условиях были отлиты методом полунепрерывного литья круглые слитки диаметром 400 и 650 мм из сплава 1933 и плоские слитки сечением 200×1100 мм из сплава В95пч.

Из полученных слитков были изготовлены изделия в виде поковок, штамповок (сплав 1933) и плит (сплав В95пч). Полученные изделия подвергали термообработке по стандартным режимам (закалка + старение по режиму Т2).

Предлагаемый способ позволяет получить изделия для конструкций авиакосмической техники, судостроения, транспортного машиностроения, такие как силовой набор, обшивки из деформируемых алюминиевых сплавов, содержащих добавки переходных металлов, с повышенным комплексом эксплуатационных свойств, что обеспечивает увеличение ресурса, надежности и весовой эффективности конструкций в 1,5...2 раза.

ОАО «Верхнесалдинское металлургическое производственное объединение» и ОАО «Всероссийский институт легких сплавов» получили патент РФ №2288293²⁴, защищающий сплав на основе алюминия.

Изобретение относится к металлургии алюминиевых сплавов и может быть использовано для изготовления деформированных полуфабрикатов, используемых в транспортном машиностроении и других областях народного хозяйства. Сплав содержит следующие компоненты, мас. %: цинк 3,6...4,1; магний 0,6...1,1; марганец 0,2...0,5; цирконий 0,05...0,12; хром 0,05...0,15; медь 0,1...0,2; титан 0,01...0,06; молибден 0,01...0,06; алюминий – остальное. Техническим результатом изобретения является повышение коррозионной стойкости и технологической пластичности полуфабрикатов при обработке давлением.

ООО "Инженерно-технологический центр" выдан патент РФ №2281183²⁵ на кристаллизатор для вертикального литья слитков из алюминия и алюминиевых сплавов.

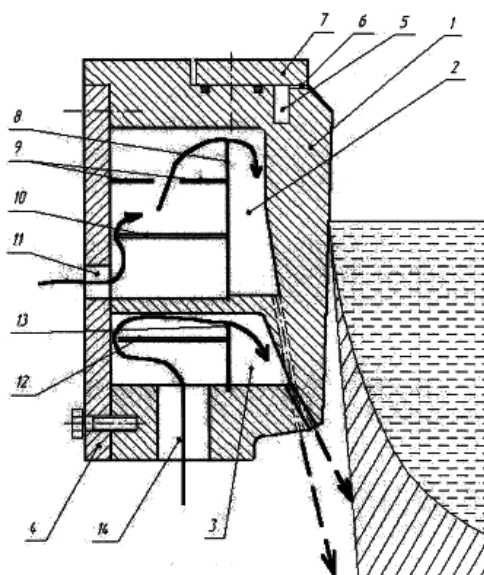


Рис. 11.6. Кристаллизатор для вертикального литья слитков из алюминия и алюминиевых сплавов по патенту РФ № 2281183 (обозначения в тексте)

²⁴ Пат. 2288293 РФ, С22С21/10. Сплав на основе алюминия / И.В. Левин, Е.Д. Михайлов, А.Ю. Сухих [и др.]; ОАО «Верхнесалдинское металлургическое производственное объединение» и ОАО «Всероссийский институт легких сплавов»; опубл. 27.06.2006.

²⁵ Пат. 2281183 РФ, В22D11/04. Кристаллизатор для вертикального литья слитков из алюминия и алюминиевых сплавов / Е.Г. Чувашов, С.В. Солдатов, Л.П. Грош [и др.]; ООО "Инженерно-технологический центр"; опубл. 10.08.2006.

Изобретение относится к металлургии и может быть использовано при отливке слитков из алюминия и его сплавов, преимущественно высоколегированных сплавов. Кристаллизатор для вертикального литья слитков из алюминия и алюминиевых сплавов (рис. 11.6) содержит корпус 1 с выполненными внутри двумя камерами. Охлаждающая камера 2 и форкамера 3 разделены герметичной перегородкой. Задняя стенка корпуса 1 закрыта вертикальной крышкой 4.

В верхней части корпуса 1 кристаллизатора выполнена проточка для подвода жидкой смазки 5 с каналами 6 для подвода смазки на рабочую поверхность кристаллизатора. Сверху проточка с каналами закрыта крышкой 7. Проточка для подвода жидкой смазки 5 выполняется по всему контуру кристаллизатора, чтобы обеспечить равномерное распределение смазки. В охлаждающей камере 2 установлены вертикальные 8 и горизонтальные перегородки 9, 10, обеспечивающие равномерный поток охлаждающей жидкости.

Подвод охлаждающей жидкости в охлаждающую камеру 2 выполняется через канал 11 в боковой крышке 4 корпуса 1 кристаллизатора. Из каждой камеры 2 и 3 выходит один ряд отводящих каналов. Угол наклона, диаметр и количество отводящих каналов выбирается исходя из размеров отливаемого слитка и марки сплава. В форкамере 3 установлены горизонтальная перегородка 12 и вертикальная перегородка 13, обеспечивающие равномерный поток охлаждающей жидкости. Подвод охлаждающей жидкости в форкамеру выполняется через канал 14 в нижней части корпуса 1 кристаллизатора.

Кристаллизатор для вертикального литья слитков из алюминия и алюминиевых сплавов работает следующим образом.

Перед началом разливки в кристаллизатор подается жидкая смазка через проточку 5 для подвода жидкой смазки и по каналам 6 на рабочую поверхность кристаллизатора. Каналы 6 выполнены по всей длине кристаллизатора. Глубина каналов 6 выбирается в пределах 0,2...0,6 мм в зависимости от физико-химических свойств смазки. В кристаллизаторе-прототипе применяется густая разовая смазка, которая не обеспечивает гарантированную смазку в процессе всей отливки слитка.

Охлаждающая жидкость подается сначала в охлаждающую камеру 2, где наличие вертикальной 8 и горизонтальных 9, 10 перегородок обеспечивает равномерное распределение охлаждающей жидкости вдоль всей внутренней поверхности кристаллизатора. Охлаждающая жидкость, проходя по каналу 11, заполняет полость перед горизонтальной перегородкой 10 и оттуда через зазор в полость между перегородками 9 и 10. Когда охлаждающая жидкость проходит в зазор относительно верхней границы охлаждающей камеры и вертикальной перегородки 8, движение жидкости становится ламинарным. Нагреваясь от рабочей стенки корпуса 1 кристаллизатора, охлаждающая жидкость через отводящие каналы попадает на поверхность слитка по касательной с углом наклона $8...15^\circ$ к оси слитка. Затем в кристаллизатор подается жидкий металл через заливочное устройство (не показано) в корпус 1, где формируется слиток. После отливки 100...150 мм длины слитка подается охлаждающая жидкость по каналу 14 в форкамеру 3. Охлаждающая жидкость, проходя по каналу 14, заполняет полость перед горизонтальной перегородкой 12 и оттуда через зазор в полость между перегородками 13. Когда охлаждающая жидкость проходит в зазор относительно верхней границы форкамеры и вертикальной перегородки 12, движение жидкости становится ламинарным. По отводящим каналам охлаждающая жидкость попадает на поверхность слитка под углом $25...45^\circ$. Расход воды в обеих камерах регулируется в зависимости скорости литья и геометрических размеров слитка.

В кристаллизаторе отливали слитки с сечением 1560×400 мм из алюминия марки А99. При этом отмечалось улучшение качества поверхности отливаемого слитка относительно обычных кристаллизаторов скольжения.

Заявляемый кристаллизатор с двумя камерами с индивидуальным подводом охлаждающей жидкости обеспечивает более интенсивное охлаждение отливаемого слитка относительно прототипа. Осуществляемая в конструкции возможность регулировки интенсивности охлаждения позволяет увеличить скорость литья и, следовательно, увеличить производительность существующих литейных машин.

На способ получения слитков алюминиевого сплава выдан патент РФ № 1716806²⁶. Способ включает загрузку шихты, плавку сплава с введением модификаторов, перелив расплава из ванны в литейный миксер, выдержку и разливку сплава. Он отличается тем, что с целью повышения технологического выхода годного и производительности процесса температуру плавки поддерживают в интервале 690...730°C, температуру перелива расплава в миксер на уровне 700...725°C, а температуру разливки – 680...720°C.

В 2008 г. американской корпорацией Nucor Corporation патентом США №7464746²⁷ защищен способ производства тонкой полосы.

Способ осуществляется на литейной машине, схема которой изображена на рис. 11.7. На раме 11 машины крепится валковый модуль в форме кассеты 13, которая может выдвигаться в рабочее положение.

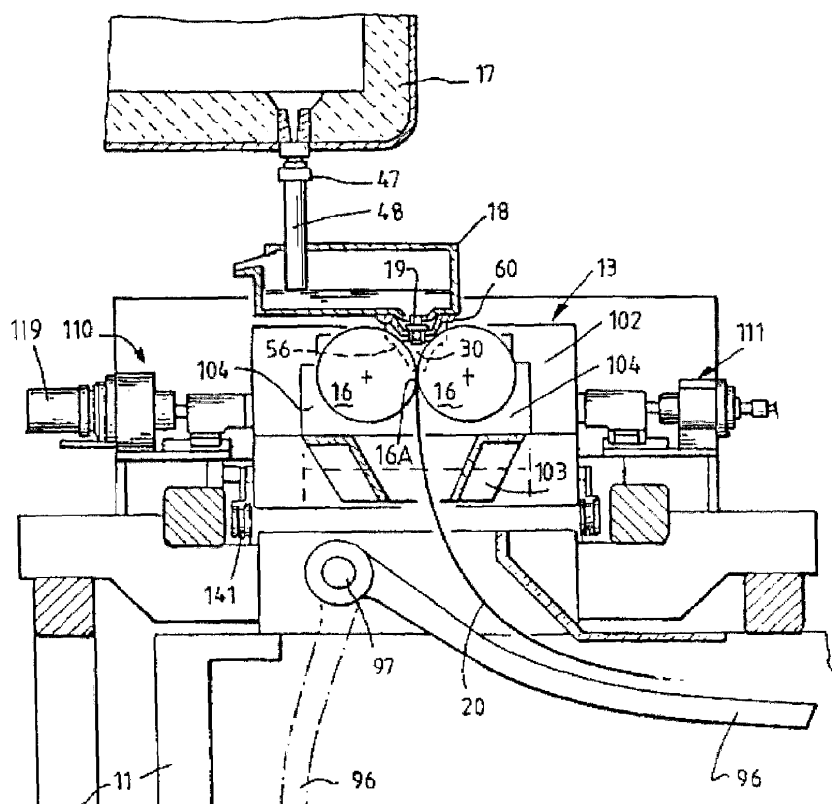


Рис. 11.7. Схема отливки тонкой полосы

²⁶ Пат. 1716806 РФ, С22С21/00. Способ получения слитков алюминиевого сплава / Е.П. Шуварикова; заявитель Самарское металлургическое производственное объединение; опубл. 1-12.1999.

²⁷ Пат. 7464746 США, В22D 11/060. Method of casting thin cast strip/ Edwards, Jim; заявитель Nucor Corporation; опубл. 16.12.2008.

В кассете 13, размещенной в раме 102, закрепленной на опорах 103 и 141, расположены два параллельных друг другу литейных валка 16, имеющих межвалковый зазор 16А, через который поступает расплав металла из разливочной коробки 17. Валки опираются на подушки 104. Клапан 47 может перекрывать поток металла, подаваемого через трубку 48 в дистрибутор 18. Стопор 19, расположенный в опоре 60, служит для поддержания уровня расплава 30 перед валками. С выходной стороны валков 16 получают литую заготовку 20. Валки обычно выполняют диаметром около 500 мм и длиной до 2000 мм. Ванна расплава ограничена двумя направляющими 56.

Силовые модули 110 и 111 и гидроцилиндр 119 контролируют положение кассеты. Направляющая 97 может отклоняться до положения 96 и обеспечивает выход литой заготовки 20 для смотки.

Зарубежным заявителям САНДВИК ИНТЕЛЛЕКЧУАЛ ПРОПЕРТИ АБ и ДРЕКСЕЛ ЮНИВЕРСИТИ выдан патент РФ №2280018²⁸ на способ обработки жидких цветных металлов в контакте с огнеупорным материалом.

Изобретение относится к твердому материалу огнеупорной футеровки, с которым контактирует жидкий металл: алюминий, алюминиевые сплавы, магний и магниевые сплавы. Отличительной особенностью данного изобретения является то, что этим твердым огнеупорным материалом является карбосилицид титана Ti_3SiC_2 . Технический результат изобретения – сохранение стабильности огнеупорной футеровки и сохранение чистоты расплава металла.

Исследованиями было обнаружено, что упомянутый материал сохраняет стабильность в жидком алюминии. Оказалось, что при контакте с жидким алюминием на его поверхности образуется реакционная зона,

²⁸ Пат. 2280018 РФ, С04В35/65. Способ обработки жидких цветных металлов в контакте с огнеупорным материалом / Сундберг Матс, Ольссон Ян-Олоф, Попиловски Чет; заявитель САНДВИК ИНТЕЛЛЕКЧУАЛ ПРОПЕРТИ АБ (SE) и ДРЕКСЕЛ ЮНИВЕРСИТИ (US); опубл. 20.07.2006.

которая создает слой, пассивирующий внешнюю поверхность упомянутого материала и, по существу, предотвращающий химическую коррозию.

Материал Ti_3SiC_2 имеет уникальную комбинацию свойств, которая делает его пригодным для применения в условиях высоких температур. Он имеет очень хорошую обрабатываемость, которая позволяет создавать сложные формы. Этот материал также не чувствителен к термическим ударам (перепадам температур). Кроме того, Ti_3SiC_2 является материалом, который имеет высокую ударопрочность и равновесную температуру перехода между хрупким и пластичным состояниями приблизительно $1200^{\circ}C$. Теплопроводность данного материала составляет приблизительно $37 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$ при комнатной температуре. Материал может изготавливаться при помощи обычно используемых способов производства керамических материалов, таких как экструзия, холодное изостатическое прессование (CIP, Cold Isostatic Pressing), формование и уплотнение при помощи спекания без приложения давления или горячее изостатическое прессование (HIP). В получаемом материале могут присутствовать незначительные количества TiC , SiC и $TiSi_2$.

Кроме упомянутого выше алюминия, согласно одному из предпочтительных вариантов реализации настоящего изобретения жидким материалом может быть магний или магниевые сплавы.

Также предполагается, что будет выгодным использовать упомянутый материал и для других металлов или металлических сплавов, имеющих относительно низкую температуру плавления. Под ними, в первую очередь, подразумеваются цинк, медь, олово и свинец или их сплавы.

В 2008 г. японская фирма KOBE STEEL LTD получила европейский патент EP2003219²⁹ на способ изготовления деталей из деформируемого алюминиевого сплава. Способ ориентирован на получение деталей из алюминиевых сплавов, имеющих высокую прочность и повышенное

²⁹ Пат. EP2003219 Европа, C22C21/02; B21K7/12; C22C21/06; C22F1/00; C22F1/05. Aluminum alloy forging member and process for producing the same / Nakai Manabu, Inagaki Yoshiya, Fukuda Atsumi; заявитель KOBE STEEL LTD; опубл. 17.12.2008.

сопротивление коррозионному растрескиванию. Отмечается, что в автомобилестроении получило широкое распространение применение сплавов серии 6000, в частности из-за возможности их переработки последующим переплавом (свойство рецикличности – recycle ability) с получением такого же сплава с теми же свойствами. Изделия из сплавов серии 6000 производят путем литья, гомогенизирующей обработки, штамповки (die forging) или свободной ковки, закалки и обработки на твердый раствор. Для уменьшения массы автомобилей детали из таких сплавов стараются сделать как можно менее толстыми, но при сохранении несущей способности, поэтому предпринимаются различные попытки увеличить их прочность, в том числе за счет улучшения структуры металла. Например, установлено, что если средний размер кристаллов и выделений сплава серии 6000 в литом состоянии составит менее 8 мкм, а размер вторичного дендритного пространства (DAS) менее 40 мкм, то можно надеяться на увеличение прочности и твердости сплава. Также установлено, что дополнительным рычагом управления свойствами сплавов этой серии является контролирование состояния границ зерен. Этот контроль способен вызвать повышение сопротивления коррозионному растрескиванию, для чего в сплав добавляют такие элементы, как марганец, цирконий, хром, которые вызывают эффект уменьшения толщины границ зерен. Однако сплавы серии 6000 имеют тенденцию к коалесценции зерен за счет рекристаллизации при операциях обработки давлением и термической обработки. В этом процессе высокие значения твердости и прочности не могут быть достигнуты несмотря на контролирование микроструктуры. Кроме того, в настоящее время температуры обработки сплавов находятся ниже 450°C, поэтому трудно измельчить зерно или сформировать субкристаллические зерна в материале.

По предложенному патенту химический состав алюминиевого сплава должен быть следующим, мас. %: 0,5...1,25 Mg; 0,4...1,4 Si; 0,01...0,7 Cu; 0,05...0,4 Fe; 0,001...1,0 Mn; 0,01...0,35 Cr; 0,005...0,1Ti; не более 0,15 Zr;

алюминий – остальное. Сама заготовка выполняется с Н-образным поперечным сечением. Гомогенизирующая обработка слитка осуществляется нагревом в диапазоне температур 460...570°С при скорости нагрева 10...1500°С/ч, выдержкой в течение не менее 2 ч и охлаждением слитка до комнатной температуры при скорости не менее 40°С/ч.

Каменск-Уральскому металлургическому заводу выдан патент РФ №2260488³⁰ на способ изготовления броневых листов и плит из сплавов на основе алюминия и изделие из них. Изобретение может быть использовано при изготовлении броневых листов и плит на основе алюминия, применяемых в авиа- и судостроении, в производстве наземных бронированных транспортных средств и др.

Способ изготовления броневых листов и плит из сплавов на основе алюминия системы Al-Mg-Mn при содержании в них Mg не менее 4 мас.% включает горячую прокатку слитка до плиты и окончательную прокатку. В качестве окончательной прокатки используют теплую прокатку, которую проводят при температуре 80...300°С с суммарной степенью деформации не менее 60%. Предпочтительно теплую прокатку проводят при температуре 250...290°С при суммарной степени деформации 65...80%. Технический результат изобретения заключается в повышении сопротивляемости баллистическому воздействию за счет достижения постоянных прочности и пластичности при высокой коррозионной стойкости, хорошей свариваемости и малом весе. Баллистический уровень защиты составляет 738...742 м/с при толщине плиты 38,0...38,2 мм при обстреле бронебойными патронами калибра 7,62.

Федеральному государственному унитарному предприятию "Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов" выдан патент РФ №2255132³¹ на деформируемый сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из этого сплава.

³⁰ Пат. 2260488 РФ, В21В3/0, F41Н1/00. Способ изготовления броневых листов и плит из сплавов на основе алюминия и изделие из них / В.И. Попов; заявитель ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод»; опубл. 20.09.2005.

³¹ Пат. 2255132 РФ, С22С21/00. Деформируемый сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из этого сплава / И.Н. Фридляндер, О.Е. Грушко, Л.М. Шевелева; заявитель Федеральное государственное унитарное предприятие "Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов"; опубл. 27.06.2005.

Изобретение относится к области металлургии сплавов, в частности к деформируемым термически неупрочняемым свариваемым сплавам на основе системы Al-Mn. Предложенный сплав и изделие, выполненное из него, содержат следующие компоненты, мас. %: марганец 0,5...1,7; кальций 0,002...0,5; натрий 0,0002...0,01; по меньшей мере один металл, выбранный из группы, включающей железо, медь, цирконий и хром 0,02...1,0; алюминий – остальное.

Техническим результатом изобретения является разработка сплава на основе системы Al-Mn и изделия, выполненного из этого сплава, обладающего повышенными значениями предела текучести при высоком относительном удлинении, что обеспечивает хорошую деформируемость в холодном состоянии и повышенную обрабатываемость резанием.

Японская фирма NIPPON LIGHT METAL CO получила международный патент №WO2008078399³² на способ производства листа из алюминиевого сплава. Предлагаемый сплав состоит из следующих компонентов, мас. %: Mg 0,40...0,70; Si 0,50...1,00; Mn 0,05...0,30; Fe 0,10...0,50; Ti 0,005...0,10; B 0,0005...0,01. Сплав содержит также дополнительные компоненты Zr не более 0,05 и Cr не более 0,05.

Заготовку отливают на двухленточной литейной машине в тонкий сляб толщиной 5...15 мм, сворачивают в рулон, подвергают первой холодной прокатке, обрабатывают на твердый раствор, подвергают второй холодной прокатке и предварительному старению (presaging). При второй холодной прокатке финишное обжатие составляет величину 15...30%.

³² Пат. WO2008078399 C22F1/04; C22C21/00; C22C21/02; C22C21/10. Method of producing aluminum alloy sheet / Zhao Pizhi; Kobayashi Takayuki ; Anami Toshiya; заявитель NIPPON LIGHT METAL CO; опубл. 03.07.2008.

Японская фирма KOBЕ STEEL LTD получила международный патент №WO2008068981³³ на плиту из алюминиевого сплава и способ ее производства.

Плиту изготавливают из материала с высокой формруемостью при повышенных температурах. Сплав содержит 0,8...2,5 мас. % марганца. Содержание марганца в твердом растворе составляет около 1,0 мас. %. Соотношение марганца в твердом растворе и в виде выделений составляет величину не более 2,0. Процесс производства включает литье при скорости охлаждения не менее 0,1 °С/с с формированием слитка. Его подвергают гомогенизирующей обработке, горячей прокатке и холодной прокатке с получением холоднокатаной плиты. Эту заготовку отжигают со скоростью подъема температуры не менее 50 °С/мин при 400...600°С и охлаждают при скорости не менее 50 °С/мин.

Шанхайский университет получил патент Китая №CN1995419³⁴ на способ получения особо мелкозернистой структуры в деформируемом алюминиевом сплаве. Способ предполагает использование вибрационного воздействия в операциях получения расплава и разливки сплава.

Германская фирма HYDRO ALUMINIUM DEUTSCHLAND получила европейский патент № EP1748088³⁵ на сплав системы «алюминий – магний – марганец». Предлагаемый сплав содержит, мас. %; 0,4...1,2 Mn; 2,6...4,0 Mg; не более 0,4 Si; не более 0,4 Fe; не более 0,2 Cu; не более 0,3 Cr; не более 0,4 Zn; не более 0,2 Ti; остальное – алюминий и незначительные примеси не более 0,05 каждая из них и не более 0,15 в их общей сумме. Схема производства включает варианты литья слитка, изготовления штрипсовой заготовки или прессованной заготовки и их горячую или холодную прокатку.

³³ Пат. WO2008078399, C22C21/00; C22F1/04. Aluminum alloy plate and process for production thereof / Kudo Takeshi, Matsumoto Katsushi, Aruga Yasuhiro; заявитель KOBЕ STEEL LTD; опубл. 12.06.2008.

³⁴ Пат. CN1995419 Китай, C22C1/03; B22D21/04; B22D27/04; B22D27/08. Method of making ultrafine crystal deformed aluminium alloy / Bai Liang Chen; заявитель UNIV SHANGHAI JIAOTONG; опубл. 11.07.2007.

³⁵ Пат. EP1748088 Европа, C22C21/06; C22F1/047. Al-Mg-Mn aluminium alloy exhibiting cold and warm formability / Bruenger Eike, Wieser Dietrich, Rempe Wolfgang; заявитель HYDRO ALUMINIUM DEUTSCHLAND; опубл. 31.01.2007.

12. МЕДЬ

12. 1. Свойства, марки и области применения

Медь – химический элемент первой группы Периодической системы Д. И. Менделеева с порядковым номером 29 и атомной массой 63,55. Известны стабильные изотопы меди с массами 63 и 65.

Техническая медь обладает высокой электропроводностью и теплопроводностью, коррозионной стойкостью, хорошо обрабатывается давлением как в горячем, так и в холодном состояниях.

Медь имеет ГЦК-решетку с межатомным расстоянием $r_a=0,255$ нм и числом ближайших соседей, равным 12. Плотность меди при 20°C – 8,96 г/см³, температура плавления – 1083°C, а температура кипения – 2580°C. Полиморфных превращений у меди не обнаружено. Изменение объема при затвердевании составляет 4,15%. Теплоту плавления принимают равной 176,4·10⁻³ Дж/кг. Теплоемкость меди при 20°C равна 385,48 Дж/(кг·К), теплопроводность – 394,279 Вт/(м·К), удельное электрическое сопротивление – 1,72·10⁻⁸ Ом·м.

За эталон электропроводности (и теплопроводности) принята электропроводность (и теплопроводность) чистой меди. Соотношение электропроводности основных проводниковых материалов – меди, серебра, золота и алюминия – составляет соответственно 100:103:65:56.

Медь диамагнитна. Прочность и твердость меди в чистом состоянии сравнительно невысоки и составляют $\sigma_b=220$ МПа, $HВ=350$ МПа. Медь имеет высокую пластичность, относительное удлинение достигает 50...60%.

Марки меди в России регламентируются ГОСТ 859-2001. ГОСТ регламентирует содержание примесей: O, S, Bi, Pb, Sb, As, P, а также Sn, Fe, Ni. Химический состав марок меди приведен в табл. 12.1.

Химический состав марок меди, мас. %, по ГОСТ 859-2001

Марка	Cu, не менее	Cu+Ag, не менее	Примеси, не более												
			Bi	Fe	Ni	Zn	Sn	Sb	As	Pb	S	O	P	Ag	
М00б	99,99	-	0,0005	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,0003	0,002	
М0б	-	99,97	0,001	0,004	0,002	0,003	0,002	0,002	0,002	0,002	0,003	0,003	0,001	0,002	-
М1б	-	99,95	0,001	0,004	0,002	0,003	0,002	0,002	0,002	0,002	0,004	0,004	0,003	0,002	-
М00	99,96	-	0,0005	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,002	0,03	0,0005	0,002
М0	-	99,93	0,0005	0,004	0,002	0,003	0,001	0,002	0,001	0,003	0,003	0,03	-	-	-
М1	-	99,90	0,001	0,005	0,002	0,004	0,002	0,002	0,002	0,002	0,005	0,004	0,05	-	-
М1р	-	99,90	0,001	0,005	0,002	0,005	0,002	0,002	0,002	0,002	0,005	0,005	0,01	0,002... 0,012	-
М1ф	-	99,90	0,001	0,005	0,002	0,005	0,002	0,002	0,002	0,002	0,005	0,005	-	0,012... 0,04	-
М2р	-	99,70	0,002	0,05	0,2	-	0,05	0,005	0,01	0,01	0,01	0,01	0,005... 0,06	-	-
М3р	-	99,50	0,003	0,05	0,2	-	0,05	0,05	0,05	0,03	0,01	0,01	0,005... 0,06	-	-
М2	-	99,70	0,002	0,05	0,2	-	0,05	0,005	0,01	0,01	0,01	0,07	-	-	-
М3	-	99,50	0,003	0,05	0,2	-	0,05	0,05	0,01	0,05	0,01	0,08	-	-	-

Медь для плавки поступает в виде катодов толщиной 15 мм и слитков двух типов: чушек массой 25 кг и вайербаров массой до 140 кг. Марки катодной меди имеют индекс «к» (марки меди МВЧк, М00к, М0к, содержание меди соответственно 99,993%, 99,99%, 99,97%). Слитки из бескислородной меди имеют индекс «б» (М00б, М0б, содержание меди примерно такое же, как и в предыдущем случае). Медь, переплавленная на воздухе под слоем древесного угля и разлитая в слитки, имеет марки М1, М2 и М3.

Марки меди, раскисленные фосфором, обозначаются индексом «р» (марки меди М1р, М2р, М3р, содержание меди соответственно 99,9%, 99,7%, 99,5%). В М1р допускается 0,012% Р, а в М2р – 0,06% Р.

Медь марок высокой чистоты применяется в полупроводниковой технике, производстве электровакуумной аппаратуры. Медь марок М0 и М1 используется для обработки давлением, а М2 и М3 – для изготовления фасонных отливок.

Изменение свойств меди при деформации показано на рис. 12.1, в зависимости от температуры отжига – на рис. 12.2, в зависимости от температуры нагрева – на рис. 12.3.

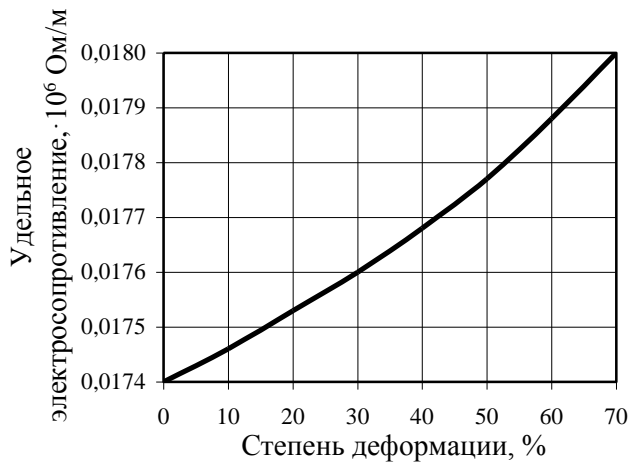
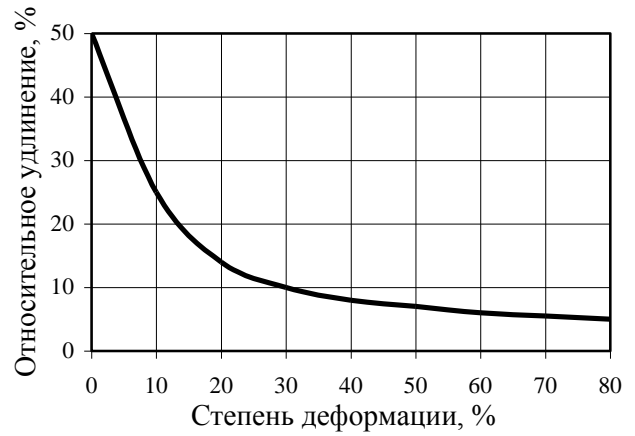
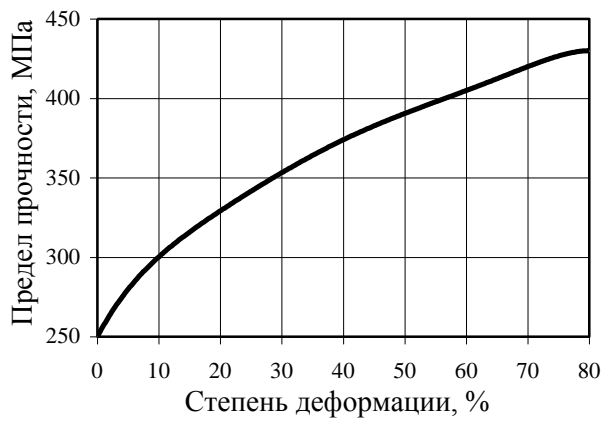


Рис. 12.1. Зависимость механических свойств и удельного электросопротивления меди М1 от степени деформации

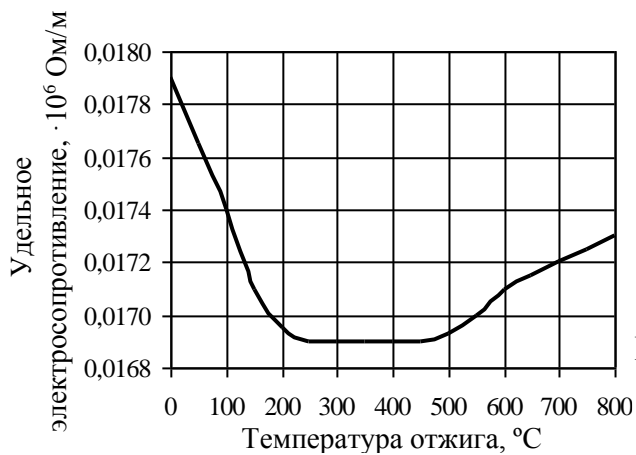
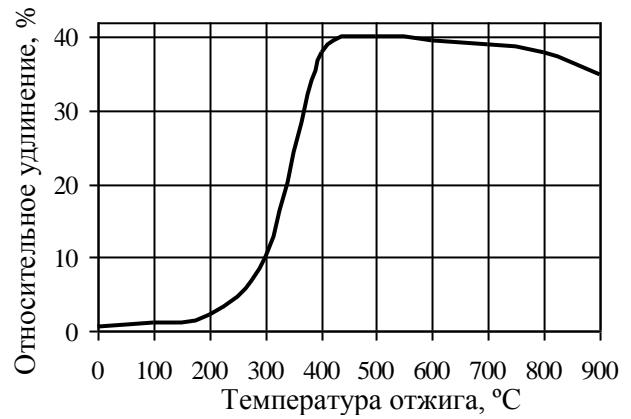
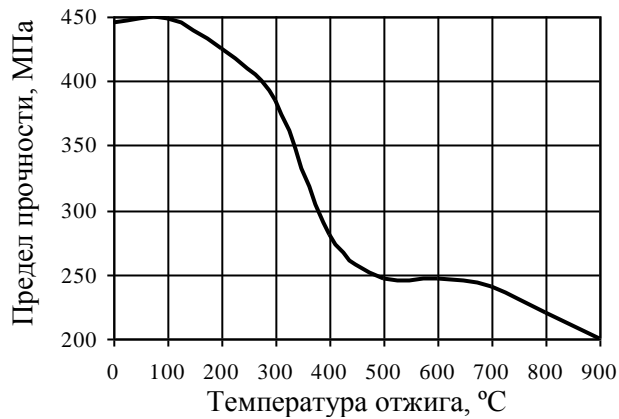


Рис. 12.2. Зависимость механических свойств и удельного электросопротивления меди М1 от температуры отжига

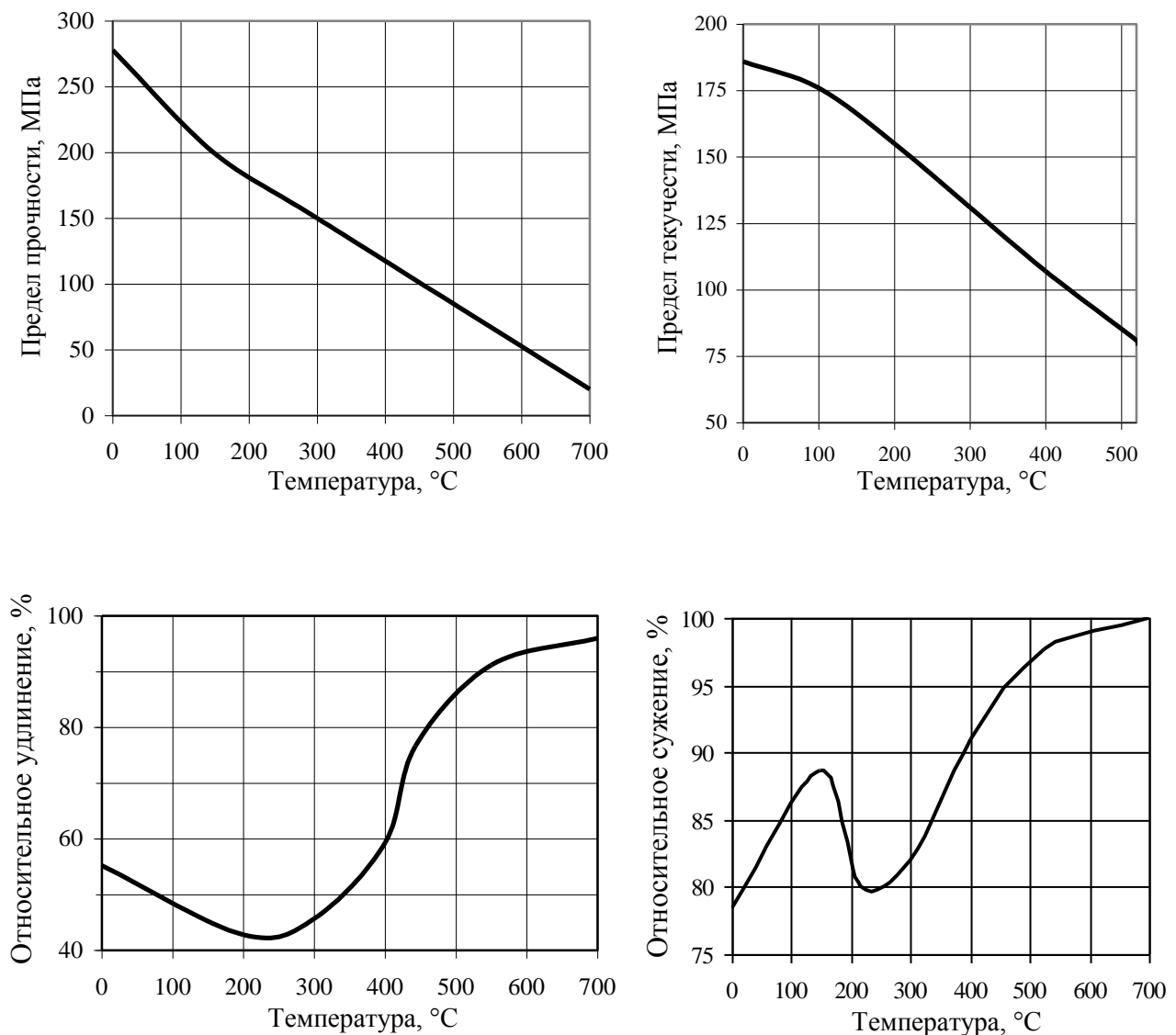


Рис. 12.3. Изменение механических свойств меди, раскисленной фосфором, при высоких температурах. Исходный материал – полосы холоднокатаные

В литом состоянии медь имеет зернистую структуру. В зависимости от условий охлаждения отливки или слитка зерна могут быть равноосными или иметь форму вытянутых дендритов. При деформации зерна вытягиваются и дробятся, а при больших степенях деформации превращаются в волокна. При отжиге меди происходит рекристаллизация – возникает новая структура. Рекристаллизация меди начинается при температуре 600 °С, при этом деформированная структура исчезает.

12. 2. Влияние примесей на свойства меди

Чистота меди оказывает большое влияние как на ее свойства, так и на поведение при последующей обработке.

Многие примеси и добавки, даже в ничтожных количествах (тысячные и сотые доли процента), резко снижают электропроводность и теплопроводность меди, а также ухудшают ее способность к пластической обработке. В зависимости от характера взаимодействия с медью все примеси можно условно разделить на три группы.

К первой группе относятся элементы, растворимые в твердой меди, такие как Al, Fe, Ni, Sn, Zn, Ag, Au, Pt, Cd, As, Sb.

Растворимые элементы при малых концентрациях не могут быть обнаружены под микроскопом, так как они входят в твердый раствор. Эти примеси в допустимых пределах практически не уменьшают способность меди к пластической деформации. В большинстве случаев добавка этих элементов повышает ее твердость и прочность, снижает электропроводность и теплопроводность. Влияние этих элементов на свойства меди показано на рис. 12.4 – 12.6 .

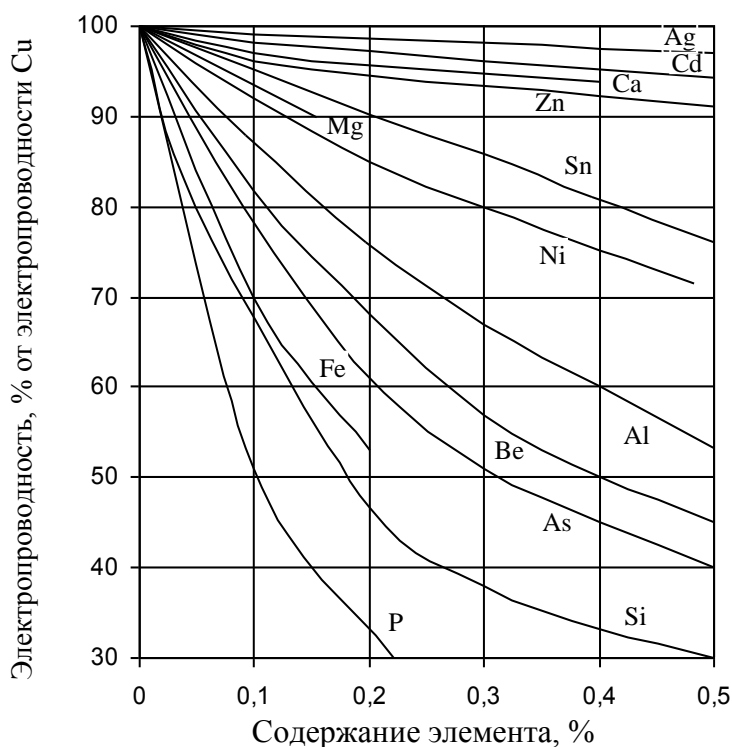


Рис. 12. 4. Влияние примесей на электропроводность меди

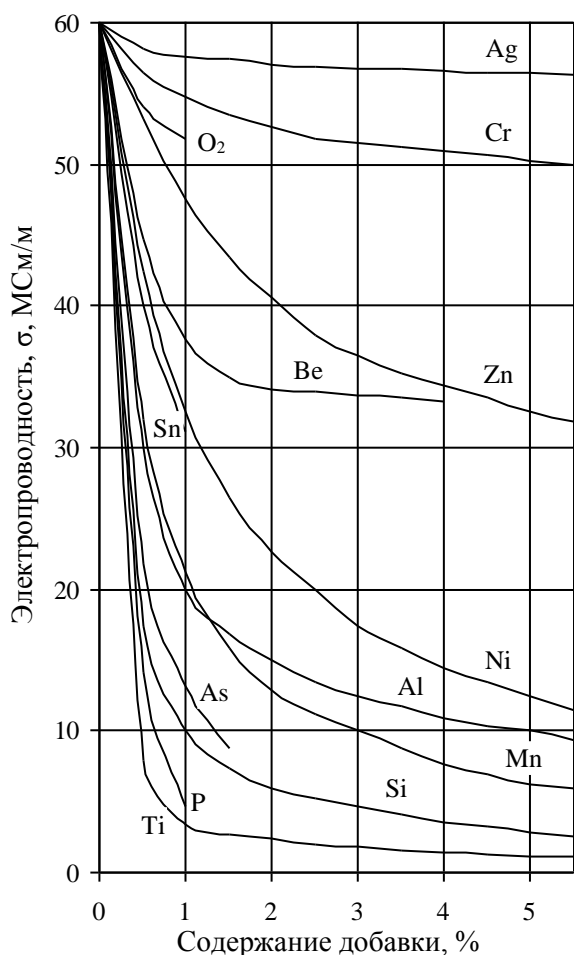


Рис. 12.5. Влияние легирующих добавок на электропроводность меди

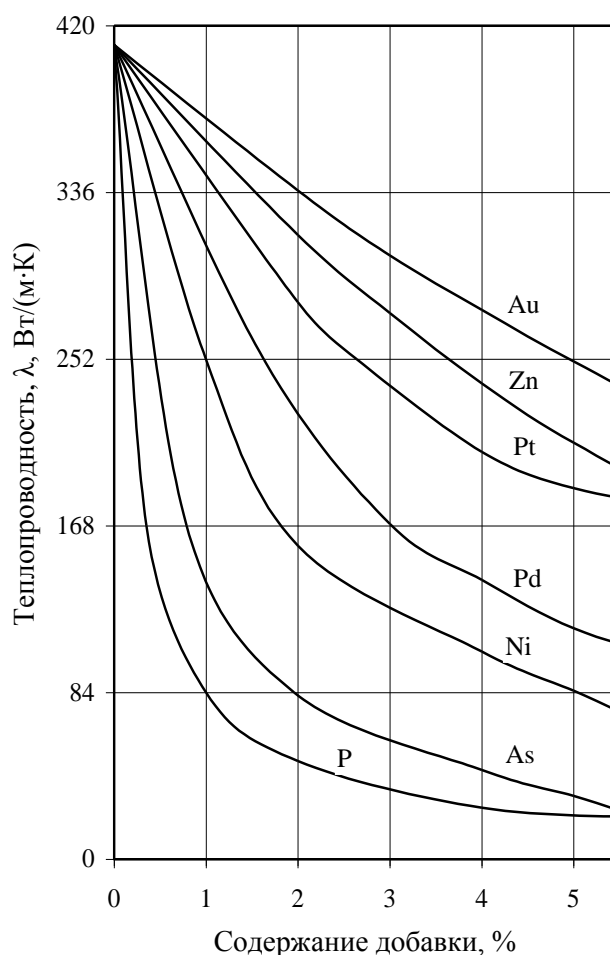


Рис. 12.6. Влияние легирующих добавок на теплопроводность меди

Вторую группу составляют элементы, практически не растворимые в меди и образующие с ней легкоплавкие эвтектики.

Нерастворимые примеси – свинец и висмут. Они образуют с медью эвтектики, состоящие почти из чистых металлов (содержание висмута в эвтектике 99,8%, свинца – 99,98%). Вследствие полной нерастворимости свинца и висмута в твердой меди эти эвтектики появляются в сплавах при любом их содержании и, кристаллизуясь последними, залегают по границам зерен. Висмут образует тончайшие прослойки на границе зерен меди, причем толщина прослоек может достигать всего лишь нескольких атомных слоев, поэтому достаточно тысячных долей процента висмута, чтобы подобные прослойки образовались на значительной части межзеренной поверхности. При этом медь легко разрушается при горячей обработке давлением. При

повышенном содержании висмута медь становится хрупкой и в холодном состоянии. На электропроводность меди висмут заметного влияния не оказывает.

Свинец при малых его содержаниях, так же как и висмут, образует по границам зерен меди тонкие прослойки, резко снижает механические свойства меди при повышенных температурах (рис. 12.7).

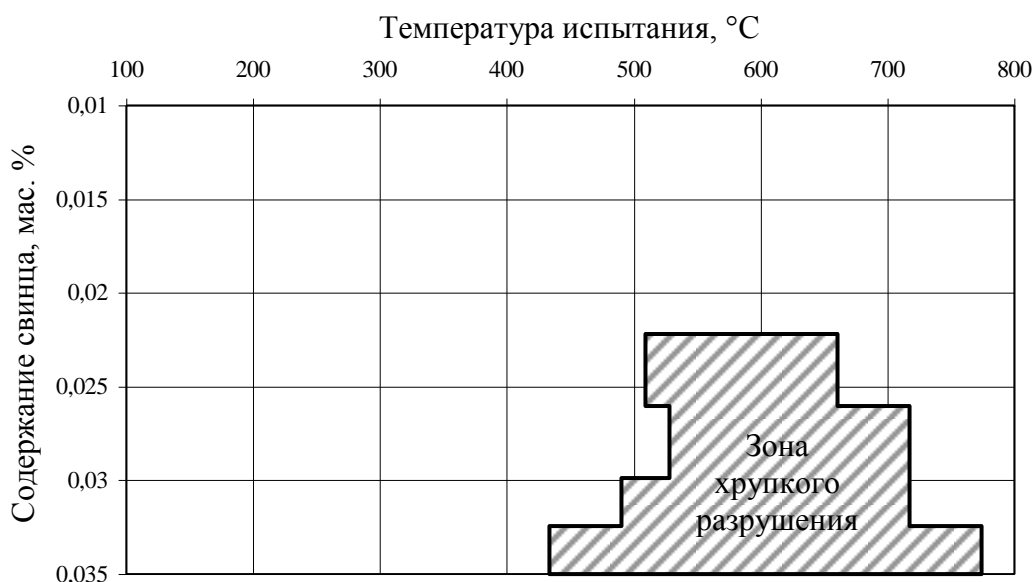


Рис. 12.7. Влияние свинца на хрупкость медных труб при сплющивании при высоких температурах. Исходный материал: трубы из меди марки МЗ, отожженные при 600 °С 1 ч

К третьей группе относятся элементы, образующие с медью хрупкие химические соединения, а именно S, O₂, P.

Примеси этой группы – сера и кислород – образуют с медью химические соединения Cu₂S (сульфид меди) и Cu₂O (закись меди), которые располагаются по границам зерен меди в виде эвтектик Cu – Cu₂S и Cu – Cu₂O. Ввиду того, что эвтектическая точка на диаграммах состояния Cu – S и Cu – O сильно сдвинута в сторону чистой меди, то основой эвтектики в этом случае является медь, в которую вкраплены включения сульфида меди и закиси меди (рис. 12.8, 12.9). Сера и кислород снижают способность меди к пластической деформации. При небольших количествах кислород и сера не оказывают заметного отрицательного влияния на горячую обработку меди.

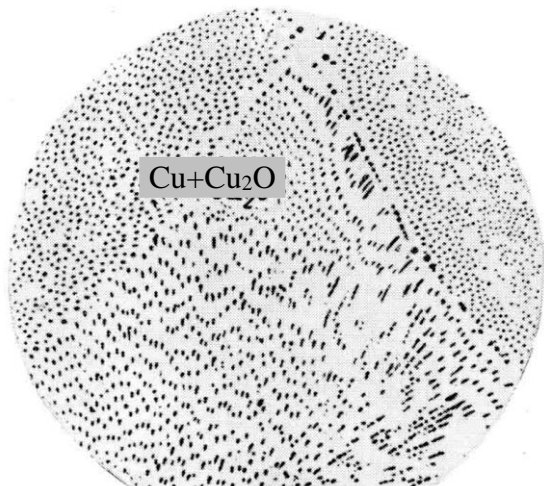


Рис. 12.8. Микроструктура литой меди при содержании кислорода 0,39%. Эвтектика состоит из меди (светлая основа) и закиси меди (темные включения)

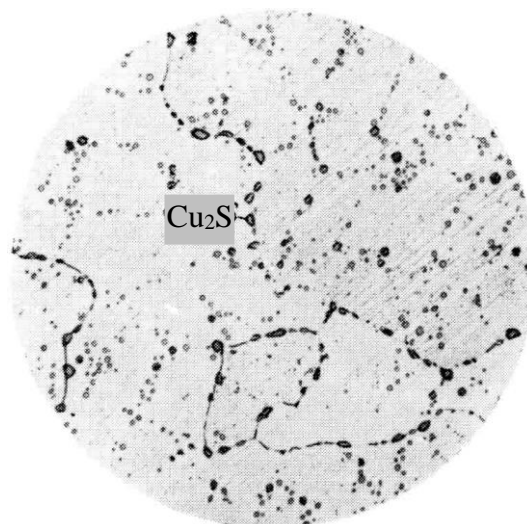


Рис. 12.9. Микроструктура литой меди с примесью серы. По границам зерен меди (светлые) располагаются включения сульфида меди (темные)

Водород значительно растворим в твердой и жидкой меди, слабо влияет на ее свойства. Отрицательное действие водород оказывает на медь, содержащую кислород. Такая медь после отжига в водороде или восстановительной атмосфере, содержащей водород, делается хрупкой и растрескивается. Это явление в промышленности известно под названием «водородная болезнь». Сущность этого явления заключается в том, что водород легко проникает в медь при повышенных температурах, реагирует с кислородом закиси меди с образованием водяных паров. При этом водяных паров получается довольно большое количество. Например, при содержании в меди 0,01% O_2 после отжига в водороде образуется 14 см^3 водяных паров на 100 г меди. Образующиеся водяные пары не обладают способностью диффундировать, не диссоциируют при этих условиях и, имея очень высокое давление, легко разрушают медь. На рис. 12.10 представлена поверхность трубы из меди, содержащей 0,065% O_2 , разрушившейся при горячей гибке после нагрева в восстановительной атмосфере. На рис. 12.11 показана микроструктура этой трубы с резко выраженной «водородной болезнью».

Явление «водородной болезни» в меди легко устанавливается испытанием образцов на сгиб или кручение, а также микроскопическим

анализом. В такой меди отчетливо видны поры и трещины. На рис. 12.12 показано изменение растворимости водорода в меди в зависимости от содержания в ней кислорода.

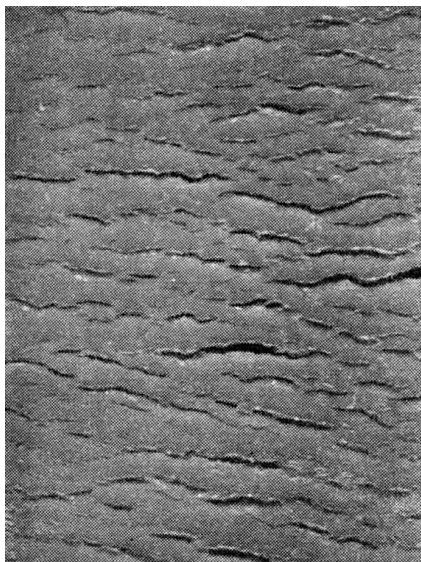


Рис. 12.10. Поверхность медной трубы, разрушившейся от «водородной болезни»

Рис. 12.11. Структура медной трубы, разрушившейся от «водородной болезни»

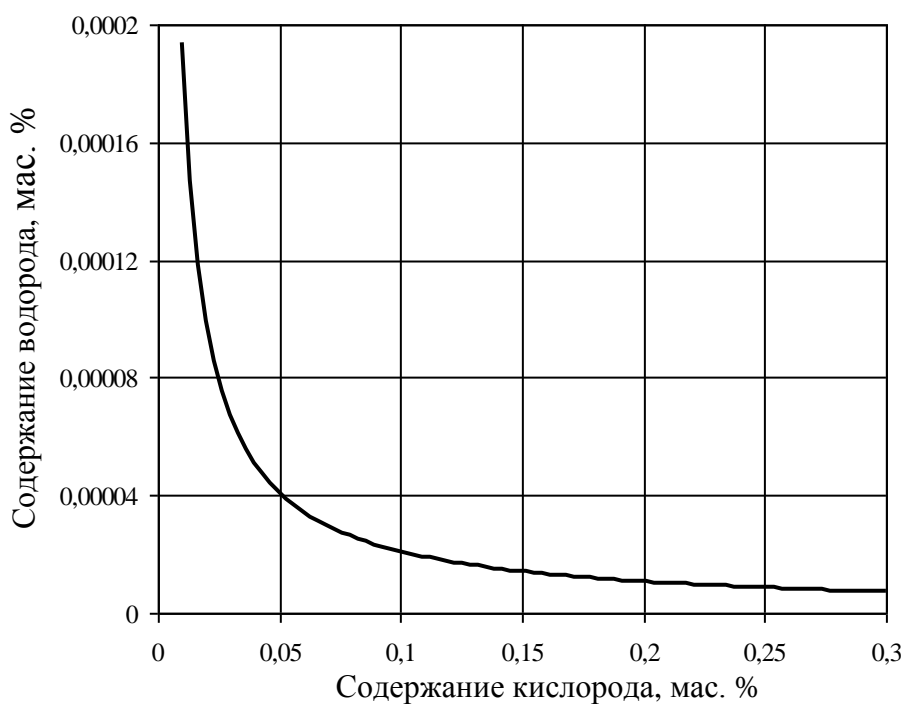


Рис. 12.12. Изменение растворимости водорода в литой меди в зависимости от содержания в ней кислорода

Фосфор ограниченно растворим в меди в твердом состоянии. Предел насыщения α -твердого раствора при температуре 700 °С достигает 1,3%, а при 200 °С его содержание снижается до 0,4%. Фосфор сильно снижает электропроводность и теплопроводность меди, но положительно влияет на ее механические свойства и повышает жидкотекучесть. Он оказывает положительное влияние при сварке меди и широко применяется как раскислитель в литейном производстве.

До последнего времени очень вредной примесью считали сурьму. Однако это не вполне обоснованно, так как сурьма в количестве до 2% растворима в твердой меди и поэтому не должна ухудшать ни горячей, ни холодной обработки. Вредное влияние сурьмы на механические свойства в значительной мере нейтрализуется мышьяком.

Сурьма понижает электро- и теплопроводность меди, поэтому в марках меди, применяемых для производства проводников тока, содержание сурьмы не следует допускать выше 0,002%.

Селен действует на медь подобно сере. В твердом состоянии в меди растворяется менее 0,1% Se. При затвердевании селен выделяется в виде соединения Cu_2Se . При содержании 2,2% селен образует с медью эвтектику, плавящуюся при температуре 1063 °С, на электропроводность и теплопроводность меди не оказывает большого влияния, но снижает пластические свойства. Положительно влияет селен на обрабатываемость меди резанием.

Теллур незначительно растворим в меди в твердом состоянии (около 0,07 %). На электропроводность меди теллур не оказывает заметного влияния, но сильно улучшает обрабатываемость резанием.

12. 3. Коррозионные свойства меди

Потенциал меди +0,34 В, и в ряду нормальных напряжений она стоит выше водорода, поэтому ее можно отнести к благородным металлам. Следовательно, коррозия меди не может протекать с выделением водорода. В растворах солей электродный потенциал меди меньше потенциала благородных металлов, в частности в 3%-ном растворе поваренной соли он равен 0,02 В. Медь весьма устойчива против атмосферной коррозии вследствие образования на ее поверхности тонкой защитной пленки, состоящей главным образом из основной серномедной соли, отвечающей по своему составу минералу брохантиту $\text{CuSO}_4 \cdot 3\text{Cu}(\text{OH})_2$. Пресная вода на коррозию меди действует незначительно, но скорость коррозии заметно повышается в присутствии примесей аммиака, сероводорода, хлоридов и кислот, препятствующих образованию прочных защитных пленок из меди. Конденсация водяного пара в отсутствие углекислого газа и кислорода практически на медь не действует.

Скорость коррозии меди в морской воде в естественных условиях (при небольших скоростях движения воды) незначительна (0,05 мм/год) вследствие образования на поверхности меди защитной пленки, состоящей из оксихлорида меди. В присутствии мышьяка скорость коррозии меди в морской воде резко снижается. В неокислительных кислотах в отсутствие кислорода скорость коррозии меди относительно невелика.

В неокислительных растворах солей медь также весьма устойчива. Однако в присутствии окислительных солей железа, олова, ртути, меди и комплексных ионов скорость коррозии меди резко возрастает.

Медь плохо сопротивляется действию аммиака, хлористого аммония, щелочных цианистых соединений, но более устойчива в отношении других щелочных растворов.

Фенольные смолы, органические кислоты (уксусная, лимонная, молочная, щавелевая, жирные кислоты и др.) оказывают незначительное действие на медь, поэтому она широко применяется в химической промышленности (перегонные кубы, испарители, насосы, трубопроводы, холодильники и резервуары для

хранения). Следует отметить, что кислород значительно понижает коррозионную стойкость меди. В частности, медь, содержащая закись меди, легко разрушается при соприкосновении с горячей уксусной кислотой. Медь вследствие низкого предела упругости нечувствительна к коррозии под напряжением в атмосферных условиях, т.е. не подвергается коррозионному растрескиванию.

12. 4. Литейные свойства меди

Литейные свойства меди до сих пор изучены недостаточно, так как долгое время из меди отливали преимущественно слитки. Приведенные в литературе данные имеют большой разброс.

Фасонные отливки из меди практически не изготавливают в связи с тем, что медь обладает низкой жидкотекучестью: при температуре 1100°C жидкотекучесть меди $Y=250...300$ мм, при 1200°C – 400...500 мм. Очевидно, что такая низкая жидкотекучесть обусловлена высокой теплопроводностью меди.

В последние годы интерес к изучению литейных свойств меди, в частности жидкотекучести, возрос в связи с необходимостью получения фасонных отливок (фурмы дутья в домны, наконечники для вдувания кислорода в конверторы, токоведущие детали и др.). Следует отметить, что жидкотекучесть меди заметно зависит от температуры и степени раскисленности меди.

Медь склонна к образованию раковин и пор, особенно по вине водорода («водородная болезнь»). Высокая теплопроводность меди при заливке в песчаную форму обуславливает объемную кристаллизацию, а при непрерывном литье, напротив, последовательную.

Для повышения литейных свойств добавляют небольшие количества олова (0,15%), цинка (0,2%), свинца (0,1%). Однако нельзя забывать, что эти добавки снижают электропроводность меди.

13. СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Сплавы состоят из нескольких компонентов. Основным компонентом в сплаве, или основой сплава, принято считать элемент, содержание которого превышает 50%. Кроме основы сплава в его состав входят легирующие компоненты, специально вводимые для придания тех или иных свойств, и различные примеси, которые обычно являются нежелательными (вредными) или допустимыми. По внешним признакам и по основным физико-химическим свойствам сплавы схожи с основным металлом. Однако имеются и исключения. Некоторые сплавы по цвету и свойствам могут быть похожи не на основу сплава, а воспринимать характерные признаки легирующих элементов. Например, нейзильбер (65% Cu, 20% Zn и 15% Ni) имеет белый цвет и по свойствам ближе к никелевым сплавам, чем к медным. То же относится к мельхиорам (19...30% Ni, остальное Cu). Составы сплавов в России регламентируются государственными стандартами (ГОСТ), техническими условиями (ТУ), а также отраслевыми стандартами. В современной технике применяют большое число сплавов цветных металлов. Только стандартных деформируемых сплавов цветных металлов насчитывается больше 300, а литейных около 100.

Медные сплавы обозначаются буквами и цифрами, непосредственно определяющими наименование сплава и его химический состав в качественном и количественном отношении. Так, оловянные (ГОСТ 613-79) и безоловянные (ГОСТ 493-79) литейные бронзы обозначаются следующим образом: БрО5Ц5С5, где Бр – бронза, содержащая олово (О), цинк (Ц) и свинец (С), а цифры показывают среднее содержание этих компонентов в сплаве в процентах. Таким же образом обозначаются и безоловянные бронзы, например алюминиевая бронза БрА9Ж4Н4, где А – алюминий; Ж – железо; Н – никель. В деформируемых бронзах после наименования сплава Бр идут сначала буквы всех легирующих элементов сплава, а затем указываются цифры, относящиеся к среднему содержанию легирующих, например БрОФ 6,5-0,4, где Ф – фосфор.

Медно-цинковые сплавы, или латуни, имеют другое обозначение. Так, по ГОСТ 17711-93 для свинцовой латуни принята следующая маркировка: ЛЦ40С, где Л – латунь; Ц – цинк со средним содержанием 40%; С – свинец со средним содержанием 1%; остальное медь.

Для получения отливок из латуней по ГОСТ 17711-93 выпускают литейные латуни в чушках (ГОСТ 1020-97). В этом ГОСТе марки латуней обозначают без цифровых индексов, а указывают только наименования легирующих компонентов (например, ЛС – латунь свинцовая, ЛК – латунь кремниевая и т.д.).

Латуни, обрабатываемые давлением (ГОСТ 15527-2004), обозначаются с указанием среднего содержания в сплаве не цинка (как в литейных латунях), а меди. Так, в латуни Л96 (томпаке) 96% меди, остальное цинк. Многокомпонентные латуни маркируют следующим образом: ЛА77-2 – латунь, у которой среднее содержание меди 77%, алюминия – 2%, остальное цинк.

Государственные стандарты не только регламентируют химический состав, но и представляют широкие возможности умело варьировать им, выбирая те или иные содержания легирующих компонентов, обеспечивающие максимально возможные свойства сплава. Такую возможность можно проиллюстрировать на примере алюминиевой бронзы БрА9Ж3Л (ГОСТ 493-79). В этой бронзе по ГОСТу допускается содержание алюминия от 8 до 10,5%. Алюминий в большинстве алюминиевых бронз определяет показатели механических свойств. Если в бронзе содержание алюминия будет на нижнем допустимом пределе, то пластичность литого металла будет в 1,5...2,0 раза выше, а прочность в 1,5...1,7 раза ниже, чем в бронзе, содержащей алюминий на верхнем пределе. Вместе с тем концентрация алюминия в сплаве сказывается на коррозионной стойкости отливок из алюминиевых бронз. Для обеспечения повышенных коррозионных свойств содержание алюминия не должно превышать 9%.

Медные сплавы по технологическим признакам подразделяются на две группы: литейные и деформируемые. Из деформируемых сплавов отливают заготовки (слитки) с различным сечением (круглые, квадратные, плоские,

прутки, трубные заготовки и др.), которые в дальнейшем подвергаются пластической обработке. Литейные сплавы применяют для изготовления фасонных отливок. Литейные сплавы должны обладать высокой жидкотекучестью, малой усадкой, низкой склонностью к образованию пористости, зональной ликвации и трещин при затрудненной усадке, а деформируемые – хорошей пластичностью и высокой способностью к обработке давлением.

13. 1. Бронзы

Бронзами называют медные сплавы, в которых основными легирующими элементами являются олово, алюминий, марганец, бериллий, хром, кадмий, цирконий и другие элементы. Название бронзы дается по основному легирующему элементу. Бронзы делятся на оловянные и безоловянные, не содержащие олова в качестве основного легирующего компонента.

В зависимости от назначения и механических свойств бронзы делятся на деформируемые и литейные.

13. 1. 1. Алюминиевые деформируемые бронзы

Деформируемые алюминиевые бронзы содержат до 10% алюминия и легирующие добавки железа, никеля, марганца и др. Алюминиевые бронзы имеют достаточно высокие антифрикционные свойства, морозоустойчивы, не магнитны и не дают искры при ударе, имеют повышенную жаростойкость. Железо повышает их прочность и антифрикционные свойства, никель увеличивает жаростойкость, сопротивление коррозии, морозостойкость, дает возможность применения облагораживания. Марганец повышает сопротивление коррозии и морозостойкость.

Алюминиевые бронзы отличаются высокой коррозионной стойкостью в атмосферных условиях, морской воде, углекислых растворах, а также в растворах большинства органических кислот (лимонной, уксусной, молочной и др.).

В растворах сернокислых солей и едких щелочей более устойчивыми являются однофазные алюминиевые бронзы с пониженным содержанием алюминия. Концентрированные минеральные кислоты весьма значительно действуют на эти сплавы. Под влиянием алюминия понижается электропроводность и теплопроводность меди, но при этом значительно возрастает жаростойкость, так как образующаяся на поверхности оксидная пленка предохраняет сплав от дальнейшего окисления при повышенных температурах.

В табл. 13.1 указана область применения алюминиевых бронз.

Таблица 13.1

Область применения алюминиевых бронз

Марка бронзы	Область применения
БрА 7	Пружины и пружинные детали
БрА 5	Мелкая разменная монета и детали, работающие в морских условиях
БрАЖ 9-4	Авиационная промышленность (для изготовления ответственных деталей)
БрАЖМц 10-3-1,5	Общее машиностроение и авиационное машиностроение (прутки, толстостенные трубы для изготовления втулок, шестерней, подшипников). Детали ответственного назначения, детали химической аппаратуры
БрАЖН 10-4-4	Авиационная промышленность и общее машиностроение (трубы, прутки, поковки, седла клапанов, направляющие втулки выпускных клапанов, шестерни)
БрАМц 9-2	Морское судостроение (прутки, полосы, лента, арматура, работающие при температуре 250 °С)
БрАЖНМц 9-4-4-1	Трубы, прутки. Детали конденсаторов, детали химической аппаратуры

Дополнительное легирование алюминиевых бронз другими элементами существенно изменяет их свойства.

Особенности структуры и многие свойства алюминиевых бронз могут быть объяснены с помощью диаграммы состояния Cu-Al (рис. 13.1). Растворимость алюминия в меди в твердом состоянии несколько ниже, чем олова. При эвтектической температуре она составляет 7,5%, при понижении температуры увеличивается, достигая предельных значений 9,4% при 565 °С.

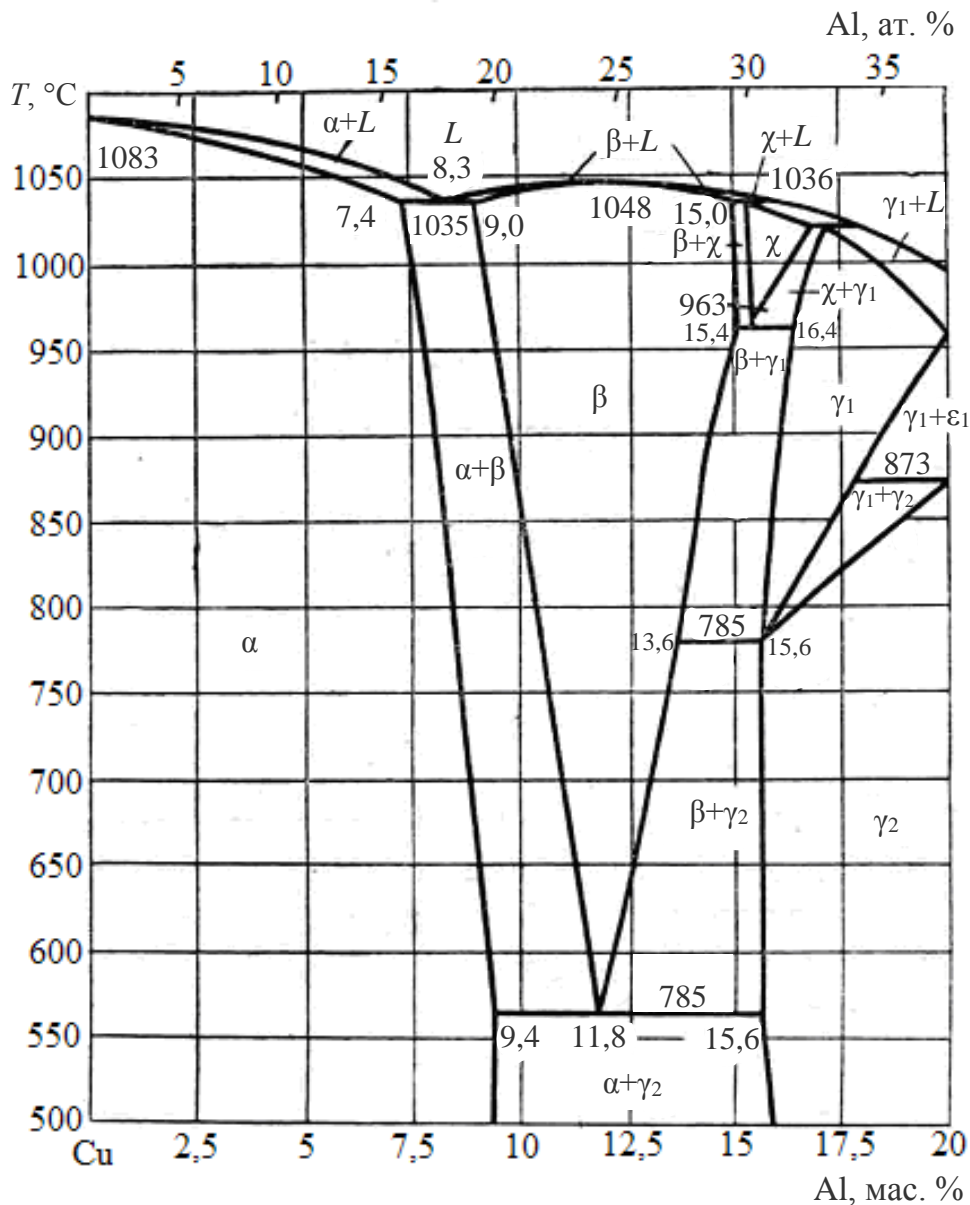


Рис. 13.1. Диаграмма состояния медь–алюминий (сторона меди)

При дальнейшем понижении температуры растворимость алюминия в меди практически не изменяется. Следовательно, дисперсионное упрочнение двойных сплавов Cu-Al за счет изменения растворимости невозможно. Высокотемпературная β -фаза представляет собой твердый раствор на основе соединения Cu_3Al . Она кристаллизуется непосредственно из жидкости. При температуре 565°C β -фаза претерпевает эвтектоидный распад по реакции $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$, где фаза γ_2 также является твердым раствором на основе очень твердого и хрупкого интерметаллида Cu_9Al_4 . Появление этой фазы в составе эвтектоида ($\alpha + \gamma_2$) в структуре алюминиевых бронз приводит к повышению прочности, которое достигает максимальных значений при 11% Al (рис. 13.2).

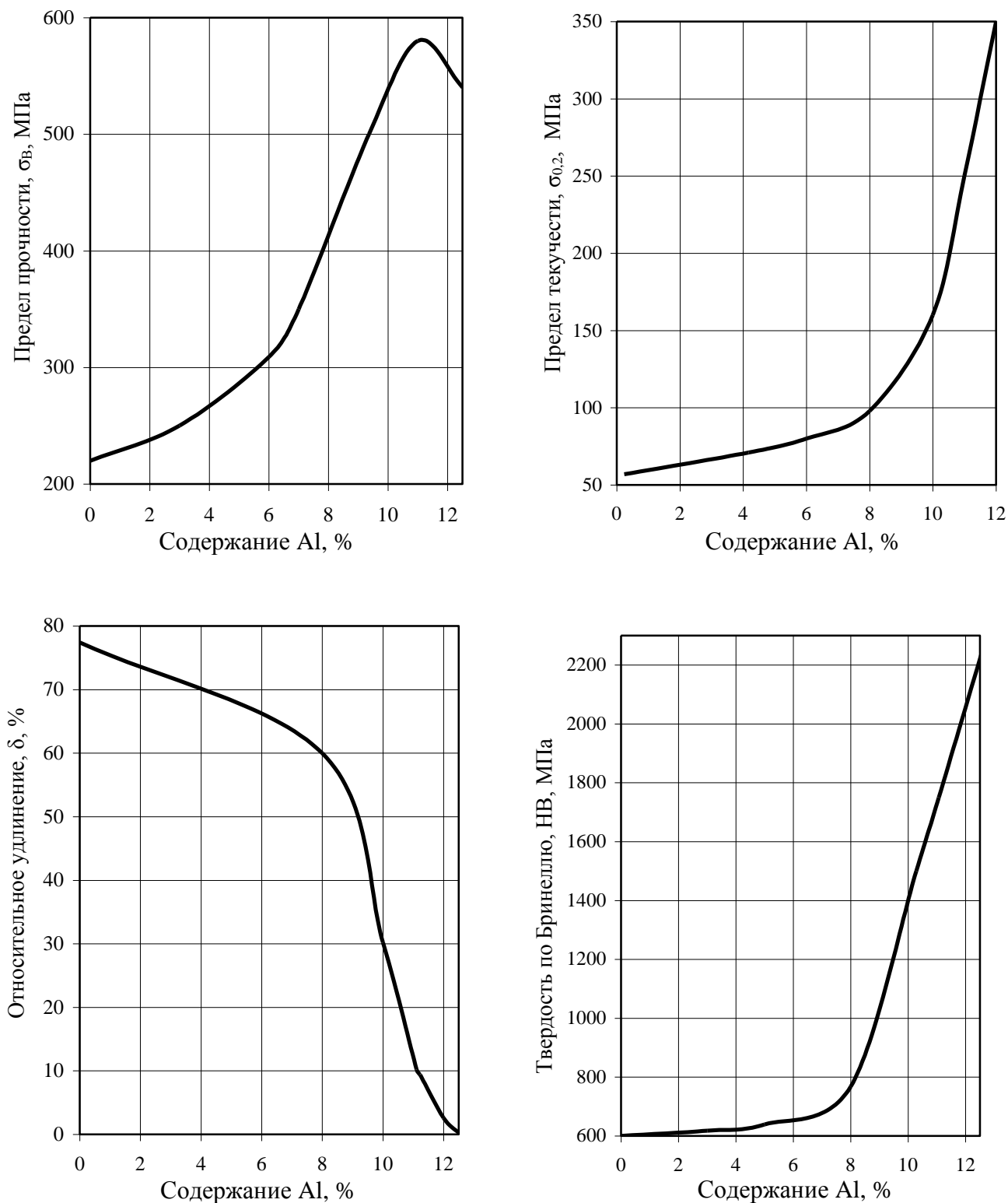


Рис. 13.2. Влияние содержания Al на механические свойства алюминиевых бронз

Дальнейшее повышение содержания алюминия в сплавах приводит к понижению прочности бронзы из-за развития хрупкости, а твердость продолжает увеличиваться. Пластичность сплавов, содержащих до 8...9% Al (что соответствует предельной растворимости алюминия в меди в

неравновесных условиях), сохраняется на высоком уровне. При большом содержании Al пластичность сплавов резко падает из-за увеличения объемной доли эвтектоида ($\alpha + \gamma_2$) в структуре. Упрочнение сплавов осуществляется по растворному механизму, а также в результате образования небольшого количества эвтектоида ($\alpha + \gamma_2$) в структуре алюминиевых бронз с высоким содержанием алюминия. Следует отметить, что алюминий является бóльшим упрочнителем твердого раствора, чем олово.

Марки алюминиевых бронз, обрабатываемых давлением, по национальным стандартам разных стран приведены в табл. 13.2.

Таблица 13.2

Марки алюминиевых бронз, обрабатываемых давлением,
по национальным стандартам

Россия ГОСТ 18175-78	США ASTM B96, B465, B171, B124, B534, B283, B169, B608, B412, B315, B111, B469, B422, B150, B570, B747	Германия DIN 17665, 17660	Япония JIS H3100, H3130
БрА5	C60600, C60800	CuAl5As (2.0918)	—
БрА7	C61000	CuAl8 (2.0920)	—
БрАЖ 9-4	C62300, C61900	CuAl8Fe3 (2.0932)	—
БрАМц 9-2	—	CuAl9Mn2 (2.0960)	—
БрАМц 10-2	—	—	—
БрАЖМц 10-3-1,5	—	CuAl10Fe3Mn2 (2.0936)	—
БрАЖН 10-4-4	C63000	CuAl10Ni5Fe4 (2.0966)	—
БрАЖНМц 9-4-4-1	C63200	—	C6301

Химический состав алюминиевых деформируемых бронз приведен в табл. 13.3.

Таблица 13.3

Химический состав алюминиевых деформируемых бронз по ГОСТ 18175-78

Марка сплава	Основные компоненты, мас. %					Примеси, мас. %, не более										
	Al	Fe	Mn	Ni	Cu	As	Sb	Sn	Si	Ni	Pb	P	Fe	Zn	Mn	Всего
БрА 5	4,0... 6,0	–	–	–	Ост.	0,01	0,002	0,1	0,1	0,5	0,03	0,01	0,5	0,5	0,5	1,1
БрА 7	6,0... 8,0	–	–	–	Ост.	0,01	0,002	0,1	0,1	0,5	0,03	0,01	0,5	0,5	0,5	1,1
БрАЖ 9-4	8,0... 10,0	2,0... 4,0	–	–	Ост.	0,01	0,002	0,1	0,1	0,5	0,01	0,01	–	1,0	0,5	1,7
БрАЖМц 10-3-1,5	9,0... 11,0	2,0... 4,0	1,0... 2,0	–	Ост.	0,01	0,002	0,1	0,1	0,5	0,03	0,01	–	0,5	–	0,7
БрАЖН 10-4-4	9,5... 11,0	3,5... 5,5	–	3,5... 5,5	Ост.	0,01	0,002	0,1	0,1	–	0,02	0,01	–	0,3	0,3	0,6
БрАМц 9-2	8,0... 10,0	–	1,5... 2,5	–	Ост.	0,01	0,002	0,1	0,1	0,5	0,03	0,01	0,5	1,0	–	1,5

Физические и механические свойства этих бронз представлены в табл. 13.4.

Таблица 13.4

Физические и механические свойства алюминиевых бронз

Наименование свойства	Марка сплава					
	БрА5	БрА7	БрАЖ 9-4	БрАЖМц 10-3-1,5	БрАЖН 10-4-4	БрАМц 9-2
Температура ликвидус, °С	1075	1040	1040	1045	1040	1060
Температура солидус, °С	1056	–	–	–	–	–
Плотность, кг/м ³	8200	7800	7600	8000	8200	8200
Теплопроводность, Вт/(м·К)	105	79,6	61	59	75	71
Предел прочности при растяжении, МПа	280	300	500	500	650	400
Относительное удлинение, %	55	45	20	20	10	20
Твердость по Бринеллю, МПа	650	700	1200... 1400	1200... 1400	1800... 2000	900... 1200
Предел текучести, МПа	70	–	300	160	600	200
Температурный коэффициент линейного расширения при 20°С·10 ⁶ , К ⁻¹	18,2	17,6	16,2	16	19,1	17

При содержании алюминия в сплавах структура их состоит из α -твердого раствора. В связи с этим они обладают высокой пластичностью и могут быть подвергнуты всем видам обработки давлением. Предел прочности при растяжении этих сплавов, а также твердость по Бринеллю невелики и составляют в среднем соответственно 280...300 и 650...700 МПа.

Для измельчения зерна и упрочнения твердого раствора в некоторые марки алюминиевых бронз вводят железо в количестве до 4%. При таких концентрациях в тройных сплавах Cu-Al-Fe железо образует самостоятельную γ_{Fe} -фазу – твердый раствор на базе химического соединения Fe_3Al .

В условиях неравновесной концентрации затвердевание бронз начинается с выделения первичных кристаллов γ_{Fe} -фазы. Эти кристаллы измельчают зерно литой структуры и способствуют получению высокой пластичности сплавов ($\delta = 10...20\%$). Кроме того, железо частично растворяется в α -твердом растворе алюминия в меди и оказывает упрочняющее действие. Железо также замедляет эвтектоидный распад β -фазы с образованием γ_2 -фазы. Это особенно важно для крупногабаритных слитков, где вследствие небольших скоростей охлаждения происходит эвтектоидный распад β -фазы ($\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$) с выделением в эвтектоиде крупных пластин γ_2 -фазы («самопроизвольный отжиг»), что приводит к охрупчиванию сплава. Железо, замедляя эвтектоидный распад, устраняет этот недостаток двойных сплавов системы Cu-Al.

Марганец растворяется в основных фазах алюминиевых бронз, вызывая твердорастворное упрочнение. Его вводят для повышения прочности, пластичности и коррозионной стойкости алюминиевых бронз.

Важным легирующим элементом в сплавах системы Cu-Al является никель, который образует фазы θ (Ni_3Al) и NiAl , имеющие переменную растворимость в твердом растворе. В результате алюминиевая бронза с добавкой никеля становится способной к дисперсионному твердению. Обычно в алюминиевые бронзы никель вводят совместно с железом в соотношении 1:1. Например, в бронзе БрАЖН 10-4-4 после закалки с 980°C и старения при 900°C в течение 2 ч твердость повышается со 180 до 400 НВ, а прочность достигает 700 МПа.

Бронза БрАЖНМц8,5-4-5-1,5 кристаллизуется с образованием следующих фаз: α -твердого раствора, эвтектоида ($\alpha + \gamma_2$), θ -фазы (Ni_3Al) и железистой составляющей γ_{Fe} (Fe_3Al). Эта бронза обладает высокой твердостью, прочностью и пластичностью, а также коррозионной стойкостью. Она способна к дисперсионному твердению.

13. 1. 2. Литейные свойства алюминиевых бронз

Особенностью алюминиевых бронз является их малый интервал кристаллизации (минимум 13 °С, а максимум 46 °С). В связи с этим эти бронзы имеют меньшую склонность к дендритной ликвации, большую плотность и лучшую жидкотекучесть, чем оловянные бронзы. По данным Альтмана, жидкотекучесть бронзы БрА5 при температуре заливки 1150 °С составляет 1010 мм, БрА7 при температуре заливки 1140 °С – 800 мм. При температуре заливки 1130 °С жидкотекучесть бронзы БрАЖ 9-4 равна 850 мм, а бронзы БрАЖН 10-4-4 – 700 мм.

Однако алюминиевые бронзы имеют ряд недостатков по сравнению с оловянными. Это прежде всего значительная усадка при затвердевании, сильное окисление в расплавленном состоянии и склонность к поглощению газов. Алюминий приводит к резкому уменьшению растворимости водорода в сплавах. Хотя растворимость водорода с ростом содержания алюминия уменьшается, тем не менее сплав становится склонным к образованию газовой пористости. Дело в том, что алюминий практически исключает присутствие кислорода в сплаве и тем самым облегчает насыщение водородом. В связи с этим плавку алюминиевых бронз после присадки алюминия необходимо вести быстро. Продувку газом для удаления водорода не рекомендуют, так как это приводит к замешиванию оксидных плен в расплав.

Вредной примесью в алюминиевых бронзах является олово (наряду с висмутом, свинцом, мышьяком и сурьмой). Олово с алюминием дает легкоплавкую эвтектику ($T_{пл. эв} = 229$ °С), которая выделяется по границам зерен и затрудняет горячую обработку давлением.

Повышенная усадка алюминиевых бронз, а также образование крупнокристаллической столбчатой структуры делают эти сплавы склонными к трещинообразованию, поэтому необходимо принимать меры для предотвращения образования трещин. Одним из эффективных способов борьбы с трещинами является измельчение зерна. Для измельчения зерна кроме железа используют добавки модификаторов II рода: бора, ниобия и ванадия.

13. 1. 3. Оловянные бронзы. Структура и свойства

Оловянные бронзы имеют достаточно хорошие литейные свойства в сочетании с высокими механическими и эксплуатационными характеристиками. В частности, они обладают высокими коррозионными и антифрикционными свойствами, которые обуславливают область их применения. Марки оловянных бронз, обрабатываемых давлением, по национальным стандартам, их химический состав и области применения приведены в табл. 13.5, 13.6.

Таблица 13.5

Марки оловянных бронз, обрабатываемых давлением,
по национальным стандартам

Россия ГОСТ 5017-74	США ASTM B103, B122, B139, B140	Германия DIN 17662, 17664	Япония JIS H3110, H3130
Оловянно-фосфористые бронзы			
БрОФ 2-0,25	–	–	–
БрОФ 4-0,25	C51100	CuSn4 (2.1016)	C5110
–	C51000	–	–
БрОФ 6,5-0,15	–	CuSn6 (2.1020)	C5191
–	C53200	–	–
БрОФ 6,5-0,4	–	–	–
БрОФ 7-0,2	C52100	CuSn8 (2.1030)	C5210
БрОФ 8,0-0,3	–	CuSn8 (2.1030)	C5212
–	C52400	–	–
Оловянно-цинковые бронзы			
БрОЦ 4-3	–	–	–
–	–	CuSn6Zn6 (2.1080)	–
Оловянно-цинкосвинцовые бронзы			
БрОЦС 4-4-0,25	–	–	–
–	C54400	–	–
Оловянно-никелевые бронзы			
–	C72500	CuNi9Sn2 (2.0875)	–
–	C72650	–	–
–	C72700	–	–
–	C72900	–	–

Таблица 13.6

**Химический состав и назначение оловянных бронз,
обрабатываемых давлением (ГОСТ 5017-74)**

Марка	Основные компоненты, %					Примеси, %, не более	Полуфабрикаты и область применения
	Sn	P	Zn	Pb	Cu		
БрОФ 2-0,25	1,0...2,5	0,02...0,3	–	–	Ост.	0,3Zn; 0,03Pb; всего 0,3	Листы, лента, проволока, ленты для гибких шлангов, токопроводящие детали, винты, присадочный материал для сварки
БрОФ 4-0,25	3,5...4,0	0,20...0,3	–	–	Ост.	0,02Pb; 0,02Fe; 0,002Sb; 0,002Bi; 0,002Al; 0,002Si; всего 0,1	Полосы, листы, трубки в аппаратостроении и для контрольно-измерительных приборов, трубки манометров
БрОФ 6,5-0,15	6,0...7,0	0,10...0,25	–	–	Ост.	0,02Pb; 0,05Fe; 0,002Sb; 0,002Bi; 0,002Al; 0,002Si; всего 0,1	Листы, полосы, прутки, мембраны, пружинные контакты, детали подшипников, трубы заготовок для биметаллических сталей-бронзовых втулок
БрОФ 7-0,2	7,0...8,0	0,10...0,25	–	–	Ост.	0,02Pb; 0,05Fe; 0,002Sb; 0,002Bi; 0,002Al; 0,002Si; всего 0,1	Прутки различного назначения, детали, работающие на трение при средних нагрузках и скоростях скольжения, антифрикционные шайбы, шестерни, зубчатые колеса
БрОФ 8,0-0,3	7,5...8,5	0,26...0,35	0,10...0,20 Ni	–	Ост.	0,02Pb; 0,02Fe; 0,002Sb; 0,002Bi; 0,002Al; 0,002Si; всего 0,1	Проволока для сеток в целлюлозно-бумажной промышленности, пояски поршневых колец
БрОФ 6,5-0,4	6,0...7,0	0,26...0,40	0,10...0,20 Ni	–	Ост.	0,02Pb; 0,02Fe; 0,002Sb; 0,002Bi; 0,002Al; 0,002Si; 0,03Zn; всего 0,1	Проволока для сеток в целлюлозно-бумажной промышленности, а также для пружин, ленты, полосы, применяемые в машиностроении
БрОЦ 4-3	3,5...4,0	–	2,7...3,3	–	Ост.	0,02Pb; 0,05Fe; 0,002Sb; 0,002Bi; 0,002Al; 0,002Si; 0,03P; всего 0,2	Лента, полосы, прутки, проволока для пружин и аппаратуры в химической промышленности, контакты штепсельных разъемов
БрОЦС 4-4-2,5	3,0...5,0	–	3,0...5,0	1,5...3,5	Ост.	0,03P; 0,05Fe; 0,002Sb; 0,002Bi; 0,002Al; всего 0,2	Ленты и полосы для прокладок во втулках и подшипниках
БрОЦС 4-4-4	3,0...5,0	–	3,0...5,0	3,5...4,5	Ост.	0,03P; 0,05Fe; 0,002Sb; 0,002Bi; 0,002Al; всего 0,2	Ленты и полосы для прокладок во втулках и подшипниках, диски, прокладки для автомобилей и тракторов

Примечание. 1. Примеси, не указанные в таблице, учитываются в общей сумме примесей. 2. В бронзах БрОФ2-0,25, БрОФ4-0,25, БрОФ6,5-0,15, БрОФ7-0,2 допускается до 0,3% Zn и до 0,2% Ni за счет содержания меди. 3. Содержание примесей S и Mg допускается не более 0,002% каждой.

В связи с тем что олово является очень дорогим и дефицитным металлом, оловянные бронзы применяют для очень ответственных деталей и изделий. Стремятся дополнительным легированием цинком, никелем и свинцом, а также модифицированием титаном, цирконием, фосфором и бором обеспечить достаточно высокие свойства сплава при низком содержании олова (до 5%). В промышленности используются двойные оловянные бронзы и сложные сплавы, имеющие в своем составе дополнительно цинк, свинец, фосфор, никель и другие компоненты.

Оловянные бронзы бывают деформируемыми и литейными.

Основой для понимания структурообразования является диаграмма Cu–Sn (рис. 13.3).

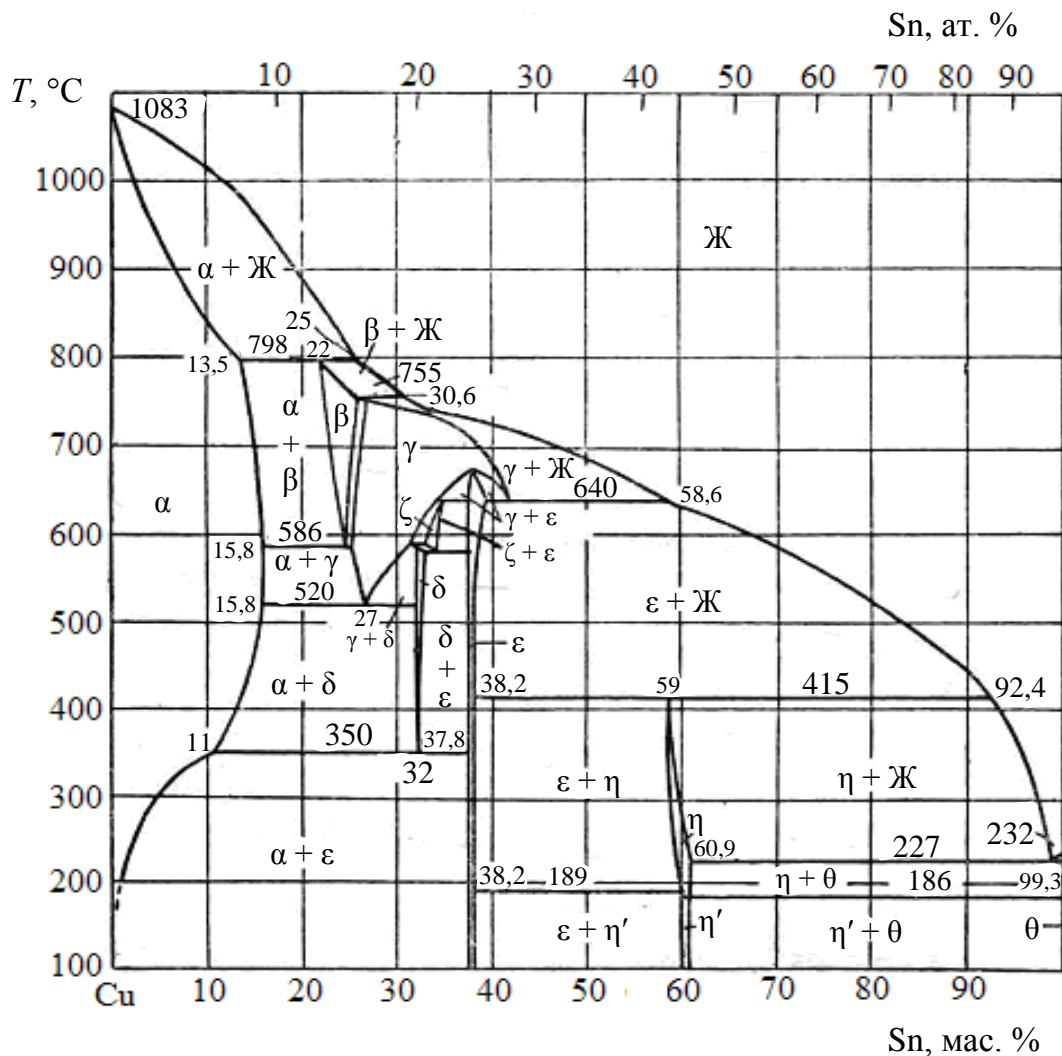


Рис. 13.3. Диаграмма состояния системы медь–олово

Основной структурной составляющей промышленных сплавов является α -твердый раствор олова и других легирующих элементов в меди с гранцентрированной решеткой. В равновесии с α -твердым раствором в зависимости от температуры находятся промежуточные фазы β , γ , δ и ϵ . Фазы β и γ являются высокотемпературными и при охлаждении претерпевают эвтектоидный распад: превращение β -фазы на основе химического соединения Cu_5Sn ($\beta \rightarrow \alpha + \gamma$) осуществляется при температуре 586°C , а γ -фазы на основе химического соединения Cu_4Sn ($\gamma \rightarrow \alpha + \delta$) – при 520°C (рис. 13.3). По этой причине в структуре оловянных бронз при температуре 20°C данные интерметаллидные фазы не фиксируются. Фаза δ ($\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$) при температуре 350°C в свою очередь должна распадаться по эвтектоидной реакции $\delta \rightarrow \alpha + \epsilon$ на фазы α и ϵ . Однако эта реакция при реальных скоростях охлаждения ($20\text{...}500^\circ\text{C}/\text{мин}$), с которыми охлаждаются слитки и фасонные отливки в промышленных условиях, подавляется, и δ -фаза сохраняется до комнатной температуры, а сплавы ведут себя так, как если бы растворимость олова в меди была постоянна и не изменялась с температурой. В связи с этим на диаграмме состояния системы Cu-Sn пунктирной линией показан неравновесный солидус и отмечено смещение границы растворимости олова в меди к медному углу, также исключена эвтектоидная реакция при температуре 350°C . Следовательно, при содержании в сплаве примерно $6\text{...}7\%$ олова могут происходить процессы, характерные для сплавов с содержанием олова более 10% . По этой причине структура низкооловянных бронз в литом состоянии состоит из α -твердого раствора дендритного строения (рис. 13.4), у высокооловянных бронз ($\text{Sn} > 7\%$) – из α -фазы и эвтектоида $\alpha+\delta$ (рис. 13.5).



Рис. 13.4. Микроструктура литой оловянной бронзы с 5% Sn. Видны темные оси дендритных зерен бедного оловом твердого раствора. Промежутки между осями – твердый раствор, обогащенный оловом

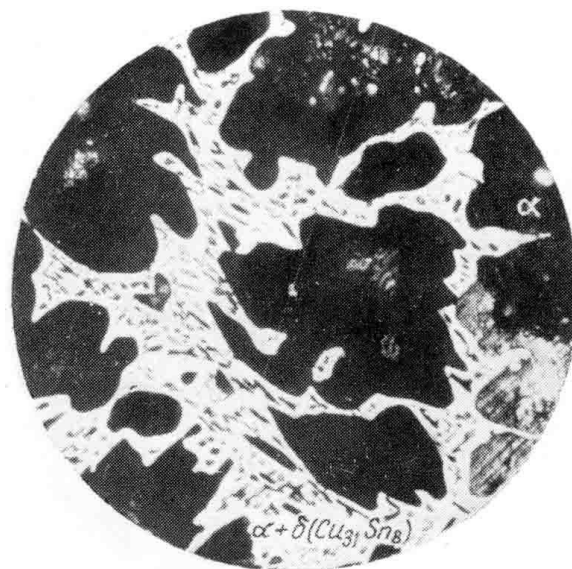


Рис. 13.5. Микроструктура литой оловянной бронзы с 10% Sn. Структурные составляющие: α -твердый раствор и эвтектоид $\alpha + \delta$

Форма, размеры и расположение эвтектоида в оловянных бронзах во многом определяют свойства литых оловянных бронз. Количество и форма эвтектоида зависят от содержания олова в сплаве, а также от условий затвердевания расплава. Чем быстрее затвердевание, тем большее количество эвтектоида образуется в сплаве. На рис. 13.6 представлена зависимость влияния олова на механические свойства бронзы и обозначены области образования фаз. Из графика видно, что наличие эвтектоида в сплаве резко понижает пластичность и, наоборот, увеличивает предел прочности при растяжении (σ_B), максимум значения которого наблюдается при 20...25% Sn, в то время как относительное удлинение (δ) достигает максимальных значений при 5...7% олова в сплаве. Это обстоятельство определяет содержание олова в деформируемых и литейных сплавах.

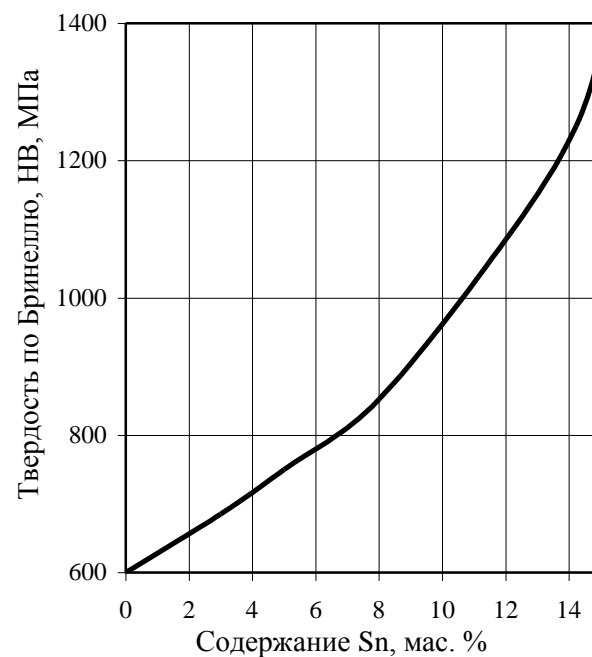
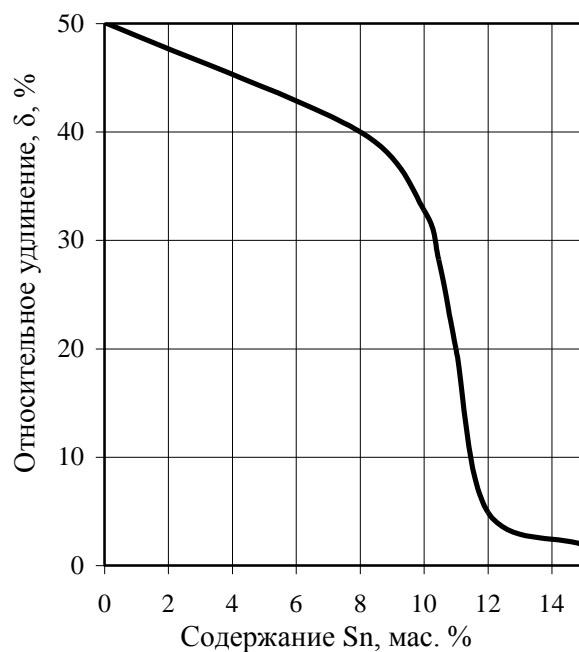
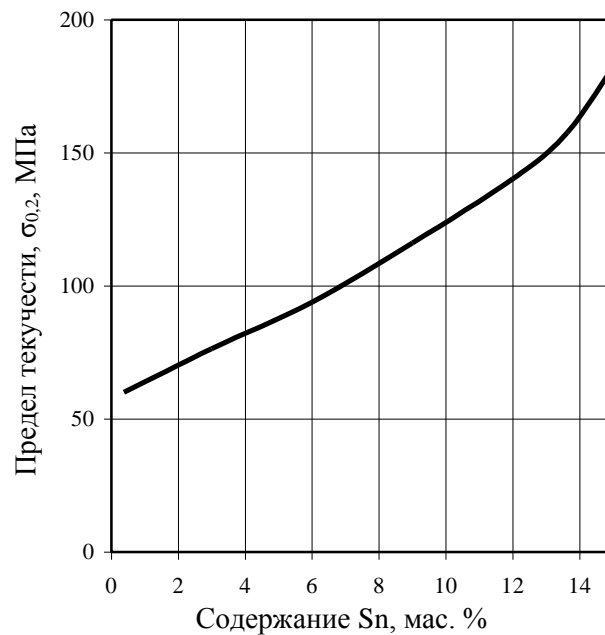
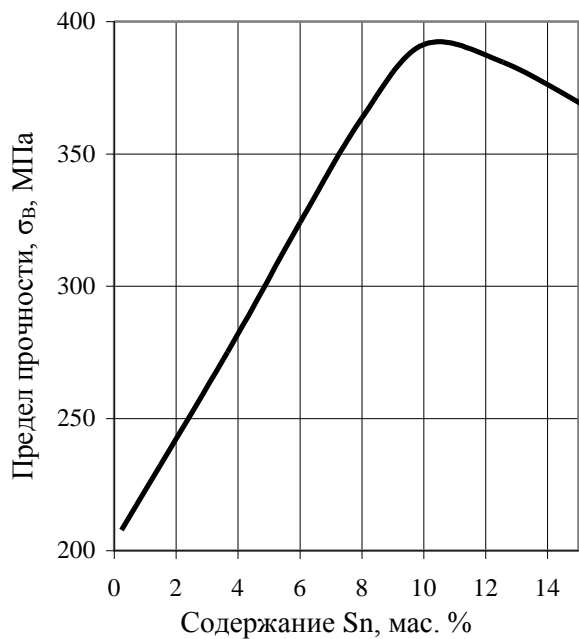


Рис. 13.6. Влияние содержания олова на механические свойства литых оловянных бронз

В стандартных деформируемых сплавах содержание олова не превышает 7% (ГОСТ 5017-74), сплавах общего назначения верхний предел равен 8...10% Sn (ГОСТ 613-79), а в высокопрочных бронзах, которые не включены в государственные стандарты, – до 16...19%. Нижний предел легирования

(2...3% Sn) определяется необходимостью получения минимального растворного упрочнения.

Механические свойства литых оловянных бронз достаточно высокие и находятся в полном соответствии со структурой сплава (рис. 13.7). С увеличением содержания олова возрастает твердость и прочность сплавов, но при этом понижается пластичность.

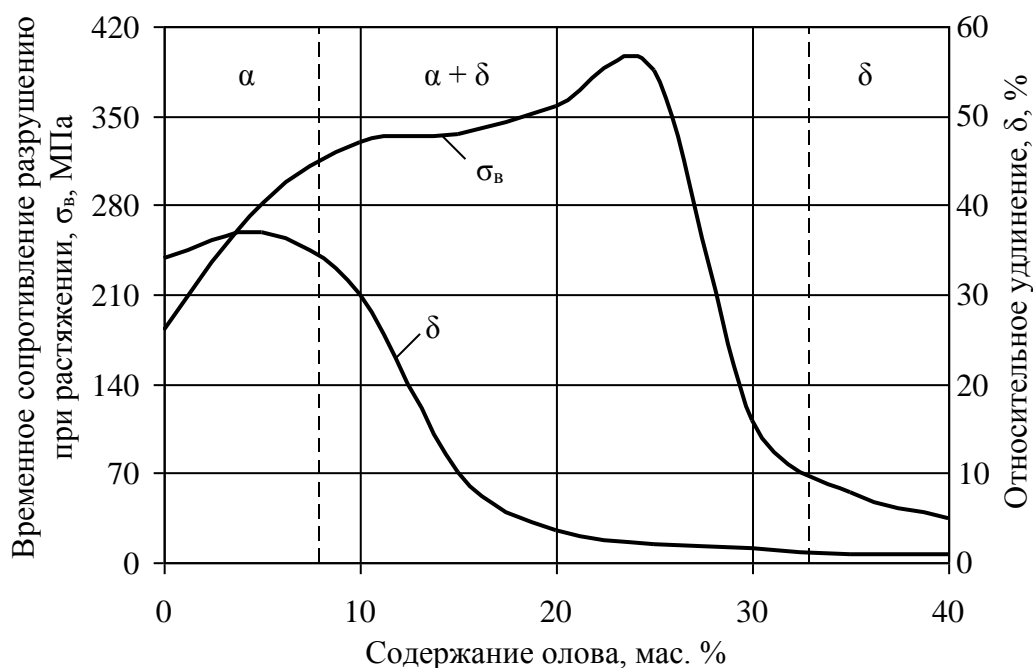


Рис. 13.7. Зависимость механических свойств литых оловянных бронз от их структуры

В технических сплавах олова содержится от 3 до 14% и реже до 20%. Для обработки давлением применяют сплавы с содержанием до 8% Sn и чаще с добавлением фосфора, цинка или свинца. Оловянно-цинковая бронза БрОЦ4-3 хорошо обрабатывается давлением в горячем и холодном состояниях. Оловянно-фосфористая бронза обрабатывается в горячем (прессование) и холодном (прокатка и волочение) состояниях. Бронзы с большим содержанием свинца (БрОЦС 4-4-2,5) обрабатываются обычно в холодном состоянии.

13. 1. 4. Влияние добавок и примесей на структуру и свойства оловянных бронз

Для придания определенных свойств в двойные оловянные бронзы вводят дополнительные легирующие элементы (добавки).

Фосфор. С медью фосфор дает химическое соединение Cu_3P (при 14,1% P) с точкой плавления 707°C , образующее с оловянной бронзой тройную эвтектику состава: 80,7% Cu, 14,8% Sn и 4,5% P, плавящуюся при температуре 628°C . При содержании в оловянных бронзах свыше 0,3% P последний выделяется в виде голубоватых включений фосфидной эвтектики, хорошо видных под микроскопом, которые в отличие от эвтектоида $\alpha+\delta$ не травятся 50%-ным раствором азотной кислоты и в отличие от закиси меди не дают цветной реакции в поляризованном свете. Фосфор оказывает значительное влияние на механические свойства оловянных бронз. В сплавах, обрабатываемых давлением, должно содержаться не более 0,5% P. При таком соотношении оловянные бронзы обладают оптимальными механическими и технологическими свойствами (табл. 13.6). При повышенном содержании фосфора (более 0,5%) оловянные бронзы не поддаются горячей обработке и легко разрушаются, так как при температуре горячей прокатки фосфидная эвтектика находится в жидком состоянии и действие ее аналогично действию свинца или висмута на однофазовые сплавы при обработке их в горячем состоянии. Фосфор значительно повышает антифрикционные свойства оловянных бронз благодаря образующимся фосфидам. Кроме того, фосфор является прекрасным раскислителем, а также сильно увеличивает жидкотекучесть оловянных бронз, что имеет важное значение при литье этих сплавов.

Никель. Под влиянием никеля граница насыщения области твердого раствора α резко сдвигается в сторону медного угла. В гетерогенной области при малой концентрации олова с понижением температуры появляется новая фаза θ , которая при быстром затвердевании сплава выделяется в форме мелких игольчатых кристаллов. При медленном затвердевании она выделяется в виде круглых светло-голубых включений, сильно отличающихся по форме и цвету

от δ -фазы и фосфидов и отвечающих по составу интерметаллидному соединению Ni и Sn. Границы ликвидуса и фазовых превращений в твердом состоянии в этой системе под влиянием никеля заметно повышаются (рис. 13.8). Необходимо отметить, что диаграмма медь–никель–олово нуждается в уточнении, так как наличие фаз θ и δ' противоречит правилу фаз.

Таблица 13.6

Физические, механические и технологические свойства оловянных бронз, обрабатываемых давлением, в литом состоянии

Свойство	БрОФ 6,5-0,4	БрОФ 4-0,25	БрОЦ 4-3	БрОЦС 4-4-2,5
$T_{лик}, ^\circ\text{C}$	995	1060	1045	1018
$T_{сол}, ^\circ\text{C}$	—	—	—	887
$\alpha_{l(20^\circ\text{C})} \cdot 10^6, \text{K}^{-1}$	17,1	17,6	18	18,2
$\alpha_{l(20-300^\circ\text{C})} \cdot 10^6, \text{K}^{-1}$	19,1	19,2	—	—
$C_p, \text{Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$	8,38	—	—	—
$\lambda, \text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$	50	83,8	92	84
$P_{\Omega}, \text{МОм}\cdot\text{м}$	176	91	87	87
$\rho, \text{г}/\text{см}^3$	8,8	8,9	8,9	9,02
$\sigma_B, \text{МПа}$	250...350	300...340	200...300	190
$\delta, \%$	15...30	50	15	11
$\sigma_T, \text{МПа}$	140	540	65	100
$HВ, \text{МПа}$	700...800	550...700	600...700	—
Жидкотекучесть, $Y, \text{мм}$	1170	800	—	200
Линейная усадка, $\varepsilon_L, \%$	1,45	1,45	1,45	1,46...1,59

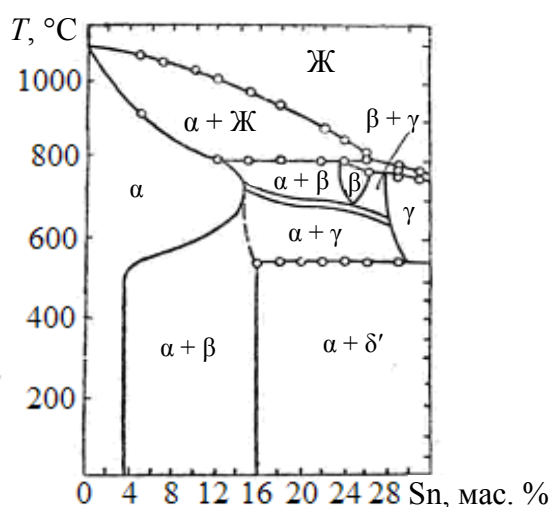


Рис. 13.8. Диаграмма состояния системы медь–олово–никель. Разрез медного угла при постоянном содержании никеля 2%

Никель положительно влияет на двойные оловянные бронзы, повышая механические и коррозионные свойства. При повышенном содержании никеля оловянные бронзы могут подвергаться облагораживанию, поэтому никель до 1% в двойных сплавах является полезной добавкой. Особенно резкое влияние никель оказывает на оловянно-фосфористые бронзы. Содержание никеля до 0,25% повышает механические свойства сплава и измельчает зерно в оловянно-фосфористых бронзах, но при повышенном содержании понижает технологические свойства этих сплавов при обработке давлением.

На оловянно-цинковые бронзы никель не оказывает заметного влияния. При содержании никеля 0,5...1,0% структура и свойства этих сплавов практически не изменяются.

На оловянно-свинцовые бронзы никель влияет положительно, так как заметно измельчает зерно, что способствует более равномерному распределению свинца в отливках.

Отмечено, что никель несколько увеличивает жидкотекучесть бронз и снижает горячеломкость.

Свинец. Он практически нерастворим в α -твердом растворе. При затвердевании сплава он выделяется в виде самостоятельной фазы, располагаясь между дендритами в форме твердых включений. Свинец вводится в бронзы для повышения антифрикционных свойств: улучшается обрабатываемость резанием и стойкость в кислотах. Свинец, при большом его содержании в оловянных бронзах, легко ликвирует, поэтому для получения качественных изделий необходимо резкое охлаждение, добавка никеля и тщательное перемешивание жидкого металла перед разливкой. Механические свойства оловянных бронз под влиянием свинца понижаются, но при этом резко повышается жидкотекучесть и способность к обработке резанием.

Цинк. При малых добавках цинка (3...4%) бронза остается однофазной и механические свойства сплавов не изменяются, но заметно улучшаются технологические свойства. Полагают, что введение цинка в оловянные бронзы полезно. Во-первых, цинк является в определенной степени раскислителем, во-вторых, цинк повышает упругие свойства сплава после деформации,

поэтому последний применяется для изготовления пружин. Кроме того, цинк снижает интервал затвердевания оловянных бронз и тем самым уменьшает склонность к горячеломкости.

Железо. В оловянных бронзах железо незначительно растворимо (не более 0,01%). Железо сильно влияет на оловянно-фосфористые бронзы, повышает их механические свойства, измельчает структуру и резко задерживает рекристаллизацию. Содержание железа до 0,03% является полезным, дальнейшее его повышение в значительной степени снижает коррозионные и механические свойства оловянных бронз.

Примеси алюминия, магния и кремния весьма вредны в оловянных бронзах, так как при плавке образуют тугоплавкие окислы, которые располагаются по границам зерен и сильно снижают прочность сплава.

Примеси висмута, сурьмы, мышьяка и серы в оловянных бронзах, обрабатываемых давлением, также вредны, поскольку сообщают этим сплавам хрупкость.

13. 1. 5. Литейные свойства оловянных бронз

Характерной особенностью оловянных бронз является большой интервал кристаллизации (150...200 °С), что обуславливает появление в отливках рассеянной усадочной пористости.

По данным В. М. Чурсина, жидкотекучесть оловянных бронз меняется по сложной кривой (рис. 13.9). При введении в медь небольших количеств олова фиксируется повышение жидкотекучести. Повышение жидкотекучести сплавов системы Cu-Sn при небольших добавках олова, видимо, следует объяснить существенным изменением теплофизических свойств меди (теплопроводность, удельная теплоемкость и др.). Жидкотекучесть сплавов, определяемая технологическими пробами, не связана прямо ни с вязкостью, ни с поверхностным натяжением жидкого металла, а определяется интервалом затвердевания и совокупностью теплофизических свойств (теплотой кристаллизации, теплоемкостью и теплопроводностью) металла и формы.

Действительно, с повышением содержания олова в сплавах жидкотекучесть их при одинаковых перегревах над точкой ликвидуса первоначально уменьшается в соответствии с увеличением интервала кристаллизации, а затем начинает плавно возрастать при приближении к эвтектической точке.

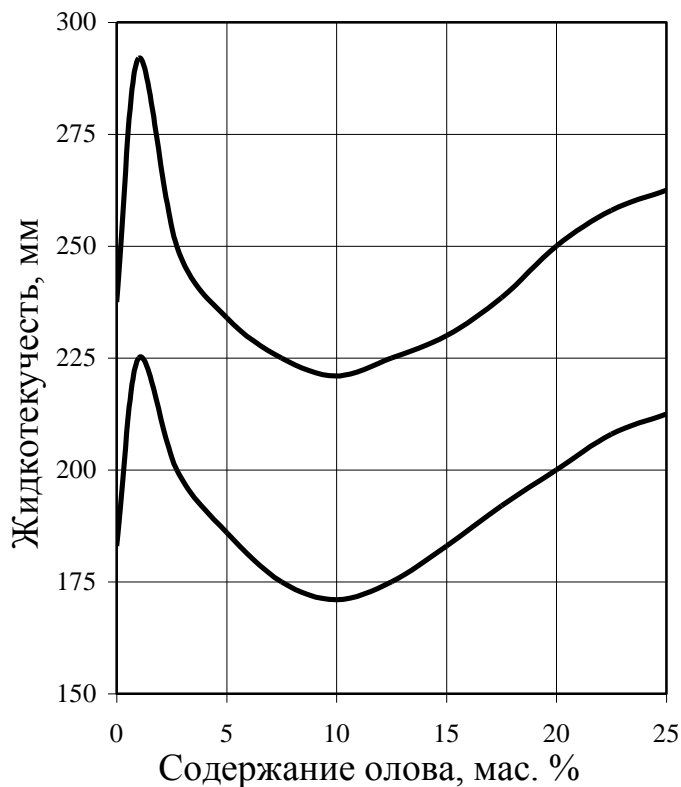


Рис. 13.9. Зависимость жидкотекучести оловянных бронз от содержания олова: 1 – при литье в песчано-глинистые формы; 2 – при литье в кокиль

Никель несколько повышает жидкотекучесть оловянных бронз, возможно, благодаря увеличению скрытой теплоты кристаллизации (у никеля она составляет 280 Дж/г, а у меди 56 Дж/г), а также за счет интервала кристаллизации и снижения теплопроводности. Цинк при содержании его до 4% не влияет на жидкотекучесть, а при содержании больше 4% увеличивает жидкотекучесть, по всей вероятности, за счет сокращения интервала кристаллизации. Добавки фосфора в значительной степени повышают жидкотекучесть.

Повышение жидкотекучести оловянных бронз связано также с их большой усадкой при затвердевании ($\approx 7\%$), обусловленной тем, что затвердевание происходит в большом интервале температур. Усадка при затвердевании широкоинтервальных сплавов складывается, во-первых, из

усадки при переходе из жидкого состояния в твердое, во-вторых, из сжатия вследствие понижения температуры при затвердевании (ε_L).

По данным Дж. Мерфи, некоторые оловянные бронзы имеют следующие характеристики ε_V и ε_L :

BrO – $\varepsilon_V = 5,8\%$, $\varepsilon_L = 2,1\%$;

BrO 18 – $\varepsilon_V = 4,0\%$, $\varepsilon_L = 1,85\%$;

BrOC 10-10 – $\varepsilon_V = 8,2\%$, $\varepsilon_L = 1,35\%$;

BrOЦС 5-5-5 – $\varepsilon_V = 5,6...7\%$, $\varepsilon_L = 1,6...1,95\%$.

Большую величину ε_V (8,2%) у бронзы BrOC 10-10, по-видимому, можно объяснить тем, что свинец расширяет интервал кристаллизации сплава.

Повышение плотности слитков достигается введением в оловянные бронзы до 4% Ni и 2...7% Zn, поскольку они сужают интервал затвердевания сплавов. Снизить пористость литых заготовок можно также увеличением скорости кристаллизации (т. е. повышением градиента температур) и кристаллизацией с давлением на зеркало металла (автоклав).

Склонность сплавов к образованию горячих трещин зависит от многих факторов. Прежде всего от состава сплава. Чем шире интервал затвердевания, тем больше вероятность образования горячих трещин в сплавах. При прочих равных условиях большое значение имеет величина линейной усадки в критическом интервале температур. Критический интервал сверху ограничивается температурой начала линейной усадки, а снизу – температурой повышения механических свойств (относительного удлинения δ и предела прочности при растяжении σ_B). И чем шире интервал кристаллизации, тем шире критический интервал температур и тем больше склонность к образованию горячих трещин.

Большое значение имеет размер зерна. Если первичные кристаллы состоят из больших разветвленных дендритов, то такие дендриты, переплетаясь, образуют скелет уже на ранних стадиях затвердевания (ближе к ликвидусу). Такой скелет должен претерпевать большие усадочные напряжения. Мелкие и особенно равноосные кристаллы не содержат такого скелета, свободно перемещаются в большей части интервала затвердевания, и

соответственно напряжения, возникающие в образующемся окончательно скелете, невелики. В связи с этим эффективным способом борьбы с трещинами является измельчение зерна в слитках с помощью модификаторов (V, W, В, Ti и др.).

13. 1. 6. Бериллиевые бронзы

Бериллиевые бронзы – это сплавы меди с бериллием. Они являются уникальными сплавами по благоприятному сочетанию в них хороших механических, физико-химических и антикоррозионных свойств: высоких пределов прочности, упругости, текучести и усталости, высоких электропроводности, теплопроводности, твердости, износоустойчивости. Кроме того, они обладают высоким сопротивлением ползучести, высокой циклической прочностью при минимальном гистерезисе, высоким сопротивлением коррозии и коррозионной усталости. И наконец, они не магнитны, не дают искры при ударе и технологичны, т. е. хорошо штампуются и свариваются. Бериллиевые бронзы мало склонны к хладноломкости и могут работать в интервале температур $-200...+250$ °С. К недостаткам этих сплавов относится их высокая стоимость и дефицитность бериллия, а также его токсичность.

Благодаря указанному выше сочетанию свойств, бериллиевые бронзы применяются в промышленности для изготовления упругих элементов ответственного назначения (плоских и витых пружин, упругих элементов в виде гофрированных мембран, токопроводящих упругих элементов электрооборудования, пружинящих деталей электронных приборов и устройств и т. д.). На рис. 13.10 приведена диаграмма состояния системы медь–бериллий со стороны меди. Согласно этой диаграмме в равновесии с α -твердым раствором бериллия в меди в твердом состоянии могут находиться фазы β и γ . Равновесная γ (CuBe)-фаза – твердый раствор на основе химического соединения CuBe – имеет упорядоченную ОЦК решетку. Неравновесная β -фаза имеет такой же состав, но неупорядоченную решетку. Фаза β устойчива только до температуры 578 °С, при которой она претерпевает эвтектоидный распад ($\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ (CuBe)).

Пределная растворимость бериллия в меди в двойной системе медь–бериллий при 870 °С составляет 2,7 мас. % и резко уменьшается с понижением температуры. Это указывает на возможность применения упрочняющей термообработки к медно-бериллиевым сплавам. Бериллиевые бронзы являются дисперсионно-твердеющими сплавами, причем эффект упрочнения при термической обработке у них максимальный среди всех сплавов на медной основе. Наиболее распространенными являются сплавы, содержащие от 1,9 до 2,6% Ве (по массе). Химический состав бронз и область их применения представлены в табл. 13.7. Дальнейшее увеличение содержания бериллия в сплавах не имеет смысла, так как прочностные свойства бронз повышаются незначительно, а пластичность становится чрезмерно малой.

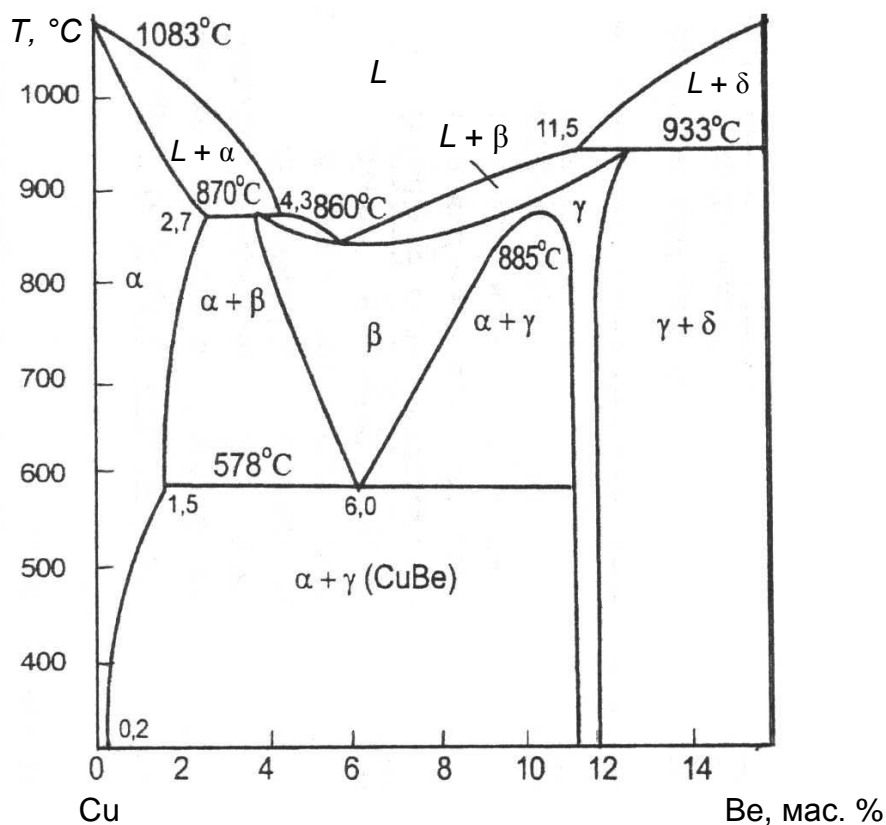


Рис. 13.10. Диаграмма состояния системы медь–бериллий

Химический состав и назначение деформируемых бериллиевых бронз

Марка	Основные элементы, %			Примеси, не более, %	Полуфабрикаты и область применения
	Be	Ni	Ti		
БрБ2	1,8...2,1	0,2...0,5	–	0,15Al; 0,15Fe; 0,15Si; 0,005Pb Σ 0,5	Прутки, проволока, листы, лента, полосы. Пружины и пружинящие детали ответственного назначения, мембраны, износостойкие детали часовых механизмов, искрящий инструмент
БрБ2,5	2,3...2,6	0,2...0,5	–	0,15Al; 0,15Fe; 0,15Si; 0,005Pb Σ 0,5	
БрБНТ1,7	1,6...1,85	0,2...0,4	0,1...0,25	0,15Al; 0,15Fe; 0,15Si; 0,005Pb Σ 0,5	
БрБНТ1,9	1,85...2,1	0,2...0,4	0,1...0,25	0,15Al; 0,15Fe; 0,15Si; 0,005Pb Σ 0,5	
БрБНТ1,9Mg	1,85...2,1	0,2...0,4	0,1...0,25 0,07...0,13 Mg	0,15Al; 0,15Fe; 0,15Si; 0,005Pb Σ 0,5	
БрБНТ	0,4...0,7	1,4...1,6	0,05...0,15	0,15Al; 0,2Zn; 0,01Sn; 0,005Pb Σ 0,5	Листы, полосы, пружины. Детали машин стыковой сварки, электроды для сварки сталей и жаропрочных сталей

На рис. 13.11 показано влияние содержания бериллия на механические свойства сплавов после закалки.

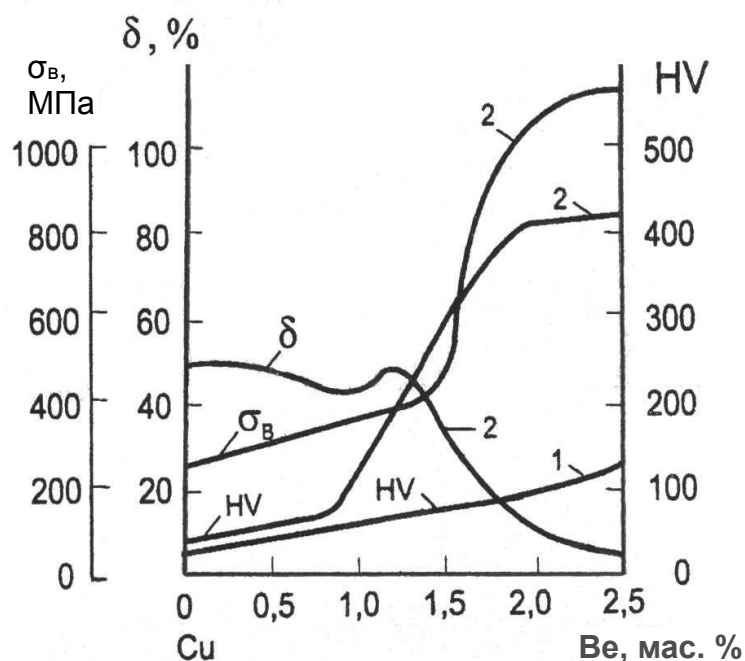


Рис. 13.11. Влияние содержания бериллия на механические свойства медных сплавов после закалки с 780 °С (1) и старения при 300 °С (2)

При термической обработке бериллиевых бронз существенным является выбор температуры нагрева под закалку ($T_{\text{зак}}$). Ее значение определяет полноту перевода бериллия в твердый раствор и возможность его гомогенизации. С этой точки зрения целесообразно повышение температуры закалки.

Нагрев сплава под закалку выше оптимальной температуры способствует дополнительному пересыщению твердого раствора бериллием (особенно для сплава БрБ2,5) и вакансиями. Оба эти фактора ускоряют распад твердого раствора при последующем старении, но повышение температуры закалки приводит к росту зерен α -твердого раствора, что крайне нежелательно, так как приводит к понижению пластичности и упругих свойств, а также ухудшает штампуемость. Для получения мелкого зерна при нагреве до температуры закалки в структуре бронзы должно сохраняться некоторое количество равномерно распределенных включений избыточной β -фазы, которые препятствуют собирательной рекристаллизации α -твердого раствора. Получению мелкозернистой структуры способствует также никель, поскольку дисперсные частицы фазы NiBe не растворяются полностью при нагреве под закалку и сдерживают рост зерен α -твердого раствора. Из диаграммы (Cu + 0,5Ni)-Be (рис. 13.12) видно, что образующиеся частицы фазы NiBe не растворяются полностью при нагреве под закалку и сдерживают рост зерен α -твердого раствора. Тем не менее содержание Ni в бериллиевой бронзе необходимо строго регулировать. Оптимальные свойства бериллиевой бронзы получаются при содержании никеля 0,15...0,35%. Повышенное содержание никеля оказывает отрицательное влияние на свойства бериллиевой бронзы. Во-первых, потому что никель смещает границу растворимости области твердого раствора α в системе Cu-Be в сторону меди. Во-вторых, никель связывает часть бериллия и уменьшает эффективность бериллия в сплаве.

Диапазон температур нагрева под закалку бериллиевых бронз составляет 760...800 °С. Выше этих температур бронзы нагревать не следует из-за опасности роста зерен и ухудшения служебных свойств сплава. Нагрев же под закалку ниже указанных температур уменьшает пересыщение α -твердого раствора бериллием в закаленном сплаве и интенсифицирует прерывистый

распад при старении с образованием грубой двухфазной структуры с некогерентным выделением γ -частиц в приграничных участках. Закалка с низких температур стимулирует прерывистый распад особенно сильно при высокотемпературном старении (выше 350 °С).

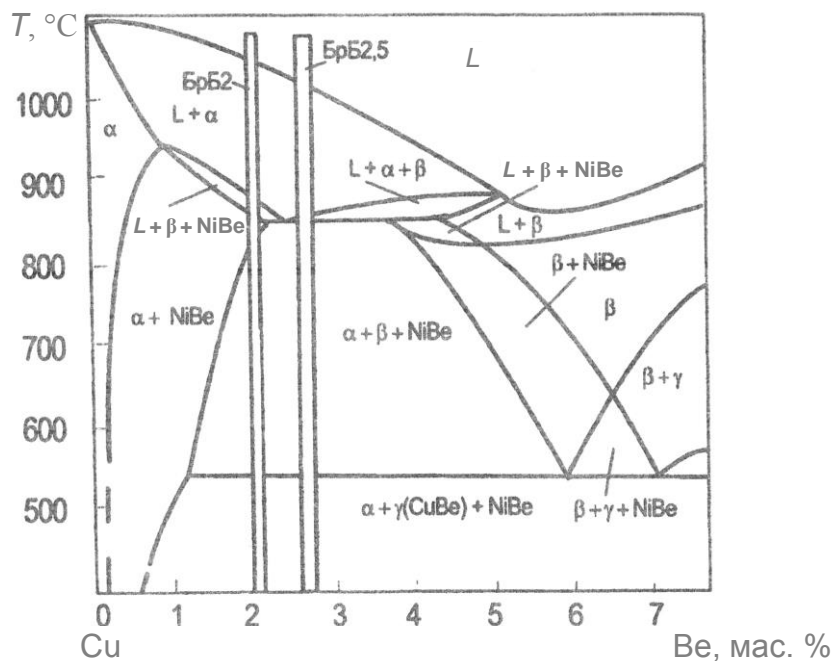


Рис. 13.12. Политермический разрез системы Cu-Be-Ni при содержании 0,5% Ni

Локализованный в приграничных участках прерывистый распад твердого раствора приводит к охрупчиванию сплава.

Скорость охлаждения после закалки должна быть достаточно резкой, чтобы исключить распад пересыщенного твердого раствора.

Микроструктура литой бериллиевой бронзы БрБ2,5 показана на рис. 13.13. В междоузльных пространствах дендритов α -твердого раствора видны включения эвтектоида ($\alpha + \gamma$). На рис. 13.14 приведена структура бериллиевой бронзы с содержанием бериллия 2,6 и 0,4% Ni после холодной прокатки и закалки в воду с температуры 780 °С. Структура двухфазная $\alpha + \beta$ (распада β не происходило). Основное поле занимает α -фаза, светлые включения – β -фаза.

Микроструктура облагороженной бериллиевой бронзы (холодная деформация, закалка с 800 °С и отпуск при 350 °С в течение 2 ч) показана на рис. 13.15. По границам и внутри зерен α -фазы имеются включения γ -фазы.

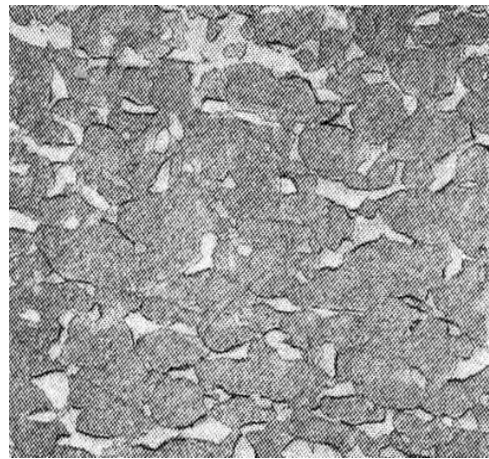


Рис. 13.13. Микроструктура литой бронзы

Рис. 13.14. Микроструктура бронзы после холодной прокатки и закалки с 780 °С

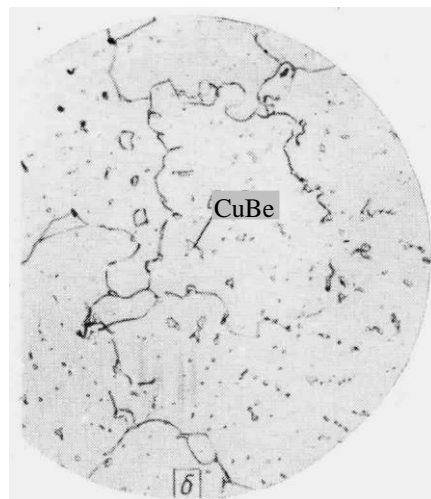


Рис. 13.15. Микроструктура литой бронзы после обогащения

Структурные составляющие бериллиевой бронзы обладают различными механическими и физико-химическими свойствами. Результаты исследования микротвердости различных фаз бериллиевой бронзы приведены в табл. 13.8.

Таблица 13.8

Микротвердость структурных составляющих бериллиевой бронзы

Фаза	Состояние сплава	Твердость фазы, МПа
α	После закалки с 780 °С	1400...1460
α	После холодной деформации	2400...2800
α	После обогащения в течение 2 ч при 320 °С	3500...4000
β	После закалки с 780 °С	2000...2400
β	После холодной деформации	3400...4000
γ	После обогащения в течение 2 ч при 320 °С	6000...6600

В табл. 13.9 приведены технологические свойства бериллиевых бронз и режимы их обработки.

Таблица 13.9

Технологические свойства и режимы обработки бериллиевых бронз

Марка	Температура, °С				Обрабатываемость резанием, %	Линейная усадка, %	Коэффициент трения	
	литья	горячей обработки	закалки	старения			со смазкой	без смазки
БрБ2	1030...1060	700...800	760...780	320	20	1,8	0,016	0,35
БрБ2,5	1030...1060	700...800	770...790	300	—	—	—	—
БрБНТ1,7	1030...1060	700...800	755...775	300	—	—	—	—
БрБНТ1,9	1030...1060	700...800	776...780	320	—	—	—	—

Для повышения упругих характеристик сплав Бр2,5 подвергают низкотемпературному отжигу, рекристаллизационный отжиг проводят при температурах 600...700 °С.

При закалке бронзы наибольшие скорости охлаждения должны быть в интервале температур 550...250 °С. Критическая скорость охлаждения, которая позволяет получить необходимое сочетание физико-химических свойств, для бронзы с 2,46% Ве и 0,27% Со составляет 60 °С/с, поэтому бериллиевые бронзы обычно закаливают в воде. Добавки никеля и кобальта к бронзе приводят к повышению устойчивости переохлажденного α -твердого раствора в области температуры его наименьшей стабильности (~500 °С). Примерно так же на устойчивость твердого раствора влияют небольшие добавки магния. Важным достоинством бериллиевых бронз является их высокая пластичность при умеренной прочности в закаленном состоянии: $\sigma_B = 400...500$ МПа, $\delta = 30...45\%$. При старении бериллиевых бронз распад α -раствора характеризуется сложностью форм фазовых переходов. Превращение происходит через ряд метастабильных состояний, последовательность которых зависит от температуры изотермической выдержки. Механические свойства бериллиевых бронз в закаленном и состаренном состояниях представлены в табл. 13.10.

Типичные свойства бериллиевых бронз

Марка	Состояние материала	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ (НВ)	Е, ГПа
БрБ2	Закаленное	500	250	40	90	117
	Состаренное	1250	1000	3	370	131
	Состаренное после закалки и деформации на 40%	1350	1200	2	400	135
БрБ2,5	Закаленное	550	300	30	115	120,5
	Состаренное	1300	1100	2	380	133
	Состаренное после закалки и деформации на 40%	1400	1300	1,5	410	138
БрБНТ1,7	Закаленное	420	220	50	85	107
	Состаренное	1150	930	7	320	128
	Состаренное после закалки и деформации на 40%	1250	1150	3	360	131,5
БрБНТ1,9	Закаленное	480	250	50	90	110
	Состаренное	1250	1000	6	360	130
	Состаренное после закалки и деформации на 40%	1350	1180	2	400	134

Установлено, что в бериллиевых бронзах при различных температурах старения наблюдается следующая последовательность превращений: при 300 °С: $\alpha_{\text{Cu-Be}} \rightarrow$ зоны Гинье-Престона (ЗГП) $\rightarrow \gamma'' \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma(\text{Cu-Be})$; при 350...400 °С: $\alpha_{\text{Cu-Be}} \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma(\text{Cu-Be})$.

Наблюдаемую последовательность фазовых переходов объясняют кинетические кривые изотермического распада пересыщенного твердого раствора (рис. 13.16).

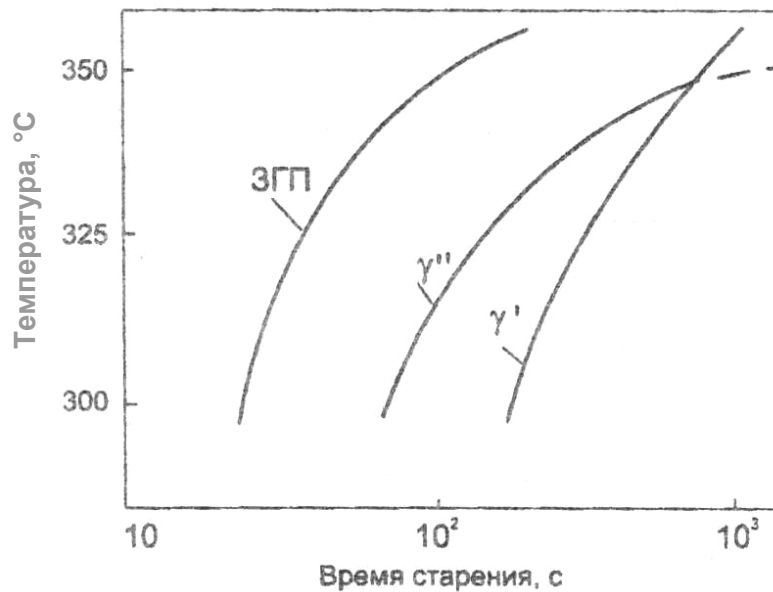


Рис. 13.16. Кривые изотермического распада пересыщенного твердого раствора при старении в бронзе с 2,0% Be

Из рис. 13.16 видно, что начальная стадия распада связана с формированием ЗГП, которым при низких температурах термодинамически выгодно превращаться в частицы γ'' -фазы. При более высоких температурах старения образуются зародыши более крупных размеров, которые могут перестраиваться непосредственно в γ'' -частицы, минуя γ' -частицы, т. е. минуя γ' -стадию. Максимальное упрочнение при старении соответствует образованию γ' -фазы в виде пластинок размером 5...10 нм. Такие размеры частиц γ' -фазы формируются в результате старения при 320...340 °C в течение 2...5 ч.

После дисперсионного твердения при старении готовые детали приобретают высокие упругие свойства: предел упругости достигает 750...770 МПа, предел выносливости – 250...290 МПа, твердость – 350...400 НВ.

Температуροустойчивость упругих элементов из бериллиевых бронз значительно выше по сравнению с другими сплавами на медной основе, электропроводность составляет 25...30% от электропроводности меди. Бериллиевые бронзы хорошо свариваются и паяются. Обработка резанием даже после дисперсного твердения затруднений не вызывает.

Физические свойства бериллиевых бронз приведены в табл. 13.11.

Физические свойства бериллиевых бронз

Марка	$T_{л}, ^\circ\text{C}$	$\gamma, \text{кг/м}^3$	$\rho, \text{мкОм}\cdot\text{м}$	$\lambda, \text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$	$C_p, \text{Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$	$\alpha\cdot 10^6, \text{K}^{-1}$
БрБ2	935	8250	0,075* 0,10**	104,5* 83,2** 75,3***	419	16,6
БрБНТ1,9	960	8310	0,09	100	419	16,5
БрБНТ1,7	965	8320	0,09	97	419	17,0

*После закалки и старения.

**После закалки.

***После деформации.

Легирование бериллиевых бронз Ni, Co и Ti направлено на улучшение их свойств. Установлено, что добавки Ni, Co и Ti позволяют повысить пластичность бронз в холодном состоянии после закалки на 20...25%, а в термически упрочненном состоянии на 50...60% (табл. 13.10).

Такое влияние никеля и кобальта связывают с тем, что эти элементы, имеющие атомный радиус меньший, чем медь, уменьшают период решетки α -раствора, что приводит к относительной стабилизации γ' -фазы. Кроме того, никель и титан могут образовывать соединения типа NiBe, Cu_3Ti , которые обеспечивают дополнительное упрочнение.

Бериллиевые бронзы часто подвергаются низкотемпературной механической обработке (НТМО), заключающейся в применении пластической деформации между операциями закалки и старения. В этом случае деформация закаленного сплава обеспечивает равномерный распад по всему объему твердого раствора при старении и получении высоких упругих характеристик.

Бериллиевые бронзы широко применяются за рубежом в промышленно развитых странах. В зарубежной практике для улучшения обрабатываемости резанием применяют бериллиевые бронзы со свинцом. Температурный

интервал обработки таких сплавов довольно узок, поэтому эти бронзы обрабатываются с большими трудностями.

Из бериллиевых бронз изготавливают плиты, листы, ленты, горячепрессованные прутки, сварные и бесшовные трубы, прессованные изделия и другие полуфабрикаты.

Для улучшения свойств бериллиевые бронзы дополнительно легируют небольшими добавками металлов VIIIА группы – кобальтом, никелем и железом. В марочном составе обычно оценивают суммарное содержание этих металлов.

Химический состав бериллиевых бронз по стандартам зарубежных стран приведен в табл. 13.12.

Таблица 13.12

Химический состав стандартных бериллиевых бронз зарубежных стран

Марка	Страна	Стандарт	Be, %	Другие элементы, %
C17000	США	ASTM B194	1,6...1,79	0,20Al, 0,20Si (Ni+Co)>0,20 (Ni+Co+Fe) = 0,6
C17200	США	ASTM B194, B570	1,8...2,0	(Ni+Co)>0,20 (Ni+Co+Fe) = 0,6 Σ 0,5
CuBe1,7 (2.1245)	Германия	DIN 17666	1,6...1,8	(Ni+Co)>0,20 (Ni+Co+Fe) = 0,6
CuBe2Pb (2.1248)	Германия	DIN 17666	1,8...2,1	0,2...0,6 Pb (Ni+Co)>0,20 (Ni+Co+Fe) = 0,6 Σ 0,5
CuBe2	Германия	DIN 17666	1,8...2,1	(Ni+Co)>0,20 (Ni+Co+Fe) = 0,6 Σ 0,5
C1720	Япония	SIS H3130	1,8...2,0	(Cu+Be+Ni+Co+Fe)>99,5 (Ni+Co)>0,20 (Ni+Co+Fe)>0,6
Cu-Be 250	Англия	–	1,8...2,0	0,25(Co+Ni)

Как правило, бериллиевые бронзы разливают в слитки диаметром от 160 до 250 мм на установках полунепрерывного литья. Температура литья составляет 1030...1060 °С. Для защиты расплава в печи от окисления используется сухой прокаленный древесный уголь. Плавка осуществляется в индукционных канальных печах. Для защиты сплавов от вторичного окисления (в кристаллизаторе) применяется сажа. Бериллий вводится в медь в виде лигатуры Cu-Be (10% Be). Перед введением лигатуры медь необходимо раскислить, поскольку бериллий является активным по отношению к кислороду элементом.

Температура горячей прокатки бронзы – 780...800 °С, закалки – 760...780 °С (8...15 мин), облагораживания – 320±10 °С (2 ч).

Фазовые превращения, протекающие в бериллиевой бронзе при термической обработке, сопровождаются значительными объемными изменениями, достигающими 3...9%. Это не исключает возможности образования в максимально напряженных местах микротрещин, которые так же, как литейные пороки и дефекты, при прокатке могут служить очагами для образования газовых пузырей при нагреве полуфабрикатов из бериллиевой бронзы под закалку в атмосфере диссоциированного аммиака, т. е. в присутствии атомного водорода. Во время нагрева бериллиевой бронзы в атмосфере диссоциированного аммиака при повышенных температурах (810 °С и выше) наблюдается характерный брак по пузырям (газовым раковинам). Близки по механическим свойствам к двойной бериллиевой бронзе дешевые сплавы на основе тройной системы Cu-Be-Mn. Лучшими механическими свойствами обладают сплавы следующего состава, %: Be 1,5, Mn 4,6, остальное Cu; Be 1,2, Mn 3,6, остальное Cu; Be 0,9, Mn 7,2, остальное Cu и Be 0,6, Mn 12, остальное Cu. Эти сплавы по своей структуре являются двухфазными сплавами (α +MnBe₂). Наличие переменной растворимости бериллия и марганца в меди позволяет применять к этим сплавам упрочняющую термическую обработку – закалку и старение. Эти сплавы отличаются высокими механическими свойствами по сравнению с бериллиевой бронзой.

Примеси железа, кремния, фосфора и магния оказывают отрицательное влияние на свойства бериллиевой бронзы. Примеси свинца, висмута и сурьмы являются весьма вредными.

Бериллиевая бронза стойкая в пресной и морской воде и более стойкая, чем медь, к ударной коррозии. Бериллиевая бронза мало склонна к

межкристаллитной коррозии, однако в напряженном состоянии при действии влажного аммиака и воздуха подвергается коррозионному растрескиванию. Газы (галогены) при повышенных температурах вызывают избирательную коррозию бериллиевой бронзы, окисляя главным образом составляющую, обогащенную бериллием.

13. 1. 7. Кремниевые бронзы

Кремниевые бронзы отличаются высокими механическими и пружинящими свойствами, весьма стойки в коррозионном отношении, обладают высокими антифрикционными свойствами и износоустойчивостью. Они не магнитны, не дают искры при ударе и не теряют своей пластичности при весьма низких температурах. Эти сплавы отлично обрабатываются давлением как в горячем, так и в холодном состояниях.

На рис. 13.17 приведена диаграмма состояния системы медь–кремний, из которой видно, что граница области твердого раствора α при температуре 830 °С достигает 5,4 мас. % Si и с понижением температуры заметно снижается в сторону меди.

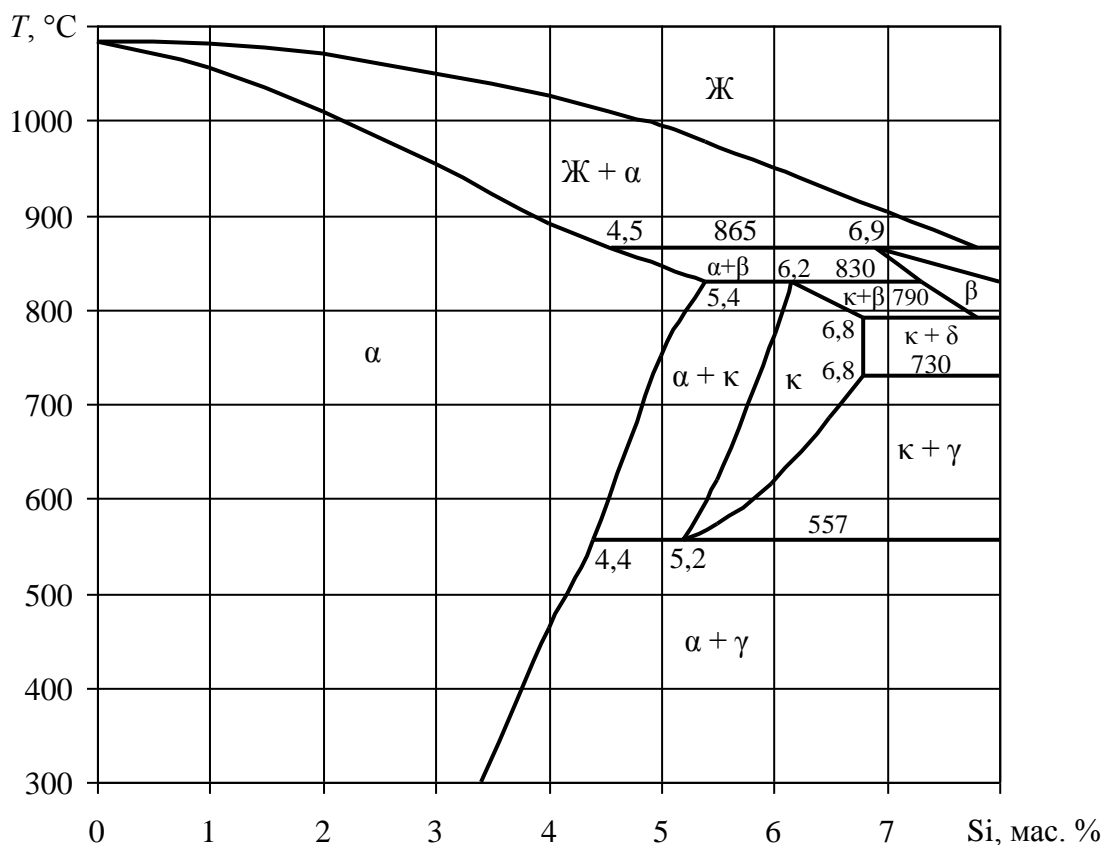


Рис. 13.17. Диаграмма состояния системы медь–кремний

Фаза α имеет кубическую гранецентрированную решетку. Правее границы насыщения α -фазы появляется новая фаза χ с гексагональной решеткой. При температуре 557 °С происходит фазовое превращение по следующей реакции: $\chi \rightarrow \alpha + \gamma$. Характер диаграммы указывает на возможность облагораживания ряда сплавов. Однако эффект дисперсионного твердения бронзы БрКЗ выражен слабо. Кремниевые бронзы обычно бывают с добавками марганца или никеля. Состав и физико-механические свойства кремниевых бронз представлены в табл. 13.13. Изменение механических свойств литых кремниевых бронз в зависимости от содержания в них кремния показано на рис. 13.18.

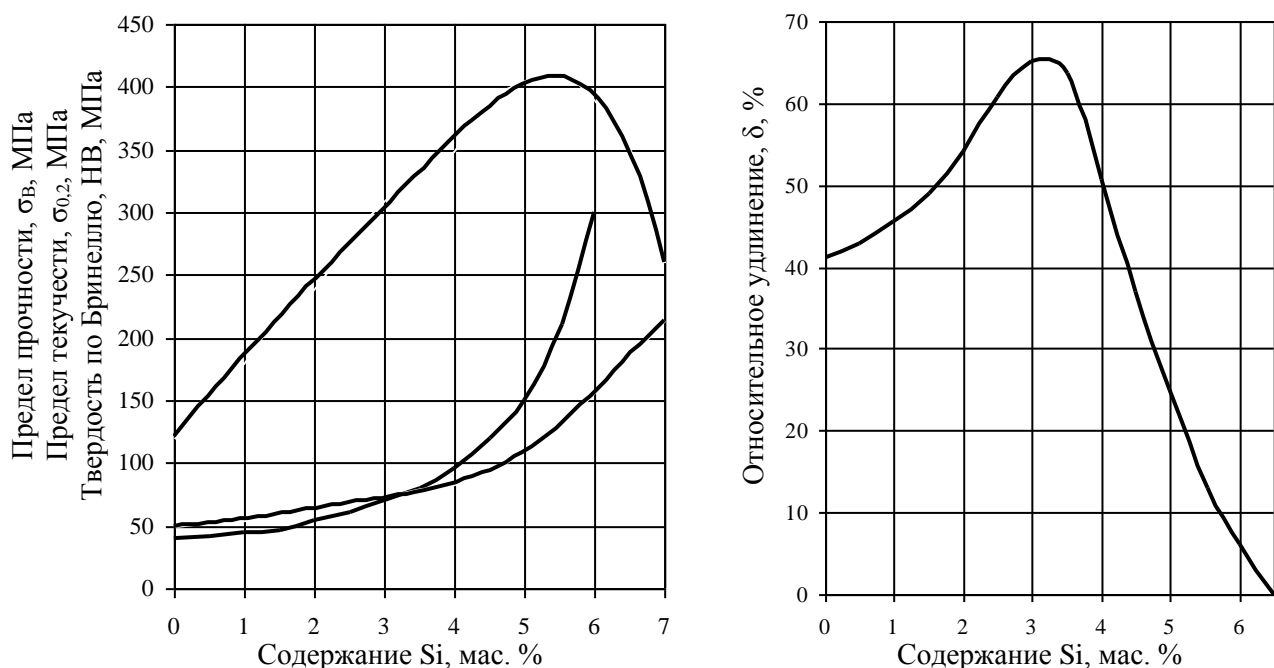


Рис. 13.18. Зависимость механических свойств кремниевых бронз от содержания кремния

Таблица 13.13

Состав и физико-механические свойства кремниевых бронз

Марка сплава	Основные компоненты, %				Физико-механические свойства					Вид полуфабриката
	Si	Mn	Ni	Cu	γ , г/см ³	$\alpha \cdot 10^{-6}$, К ⁻¹	σ_b , МПа	δ , %	НВ, МПа	
БрКЗ	3	—	—	Ост.	—	—	250	10...20	—	Прутки, проволока
БрКМц 3-1 (эвердур)	3	1	—	Ост.	8,4	15,8	330...380 800...900*	1...2*	900	Прутки, проволока
БрКН 1-3 (бронза Корзона)	1	0,3	3	Ост.	8,6	18	600	12	1500...2000	Прутки, проволока

*Проволока особо твердая.

Небольшие добавки марганца и никеля, вводимые в сплавы БрКМц 3-1 и БрКН 1-3, входят в твердый раствор, придавая ему особые свойства. Так, марганец улучшает механические и коррозионные свойства. На рис. 13.19 показана диаграмма состояния тройной системы Cu-Si-Mn со стороны медного угла за счет выделения новой фазы Mn_2Si . Однако эффект облагораживания здесь, так же как и в двойных сплавах меди с кремнием, выражен крайне слабо, и потому кремниевомарганцевая бронза не подвергается облагораживанию.

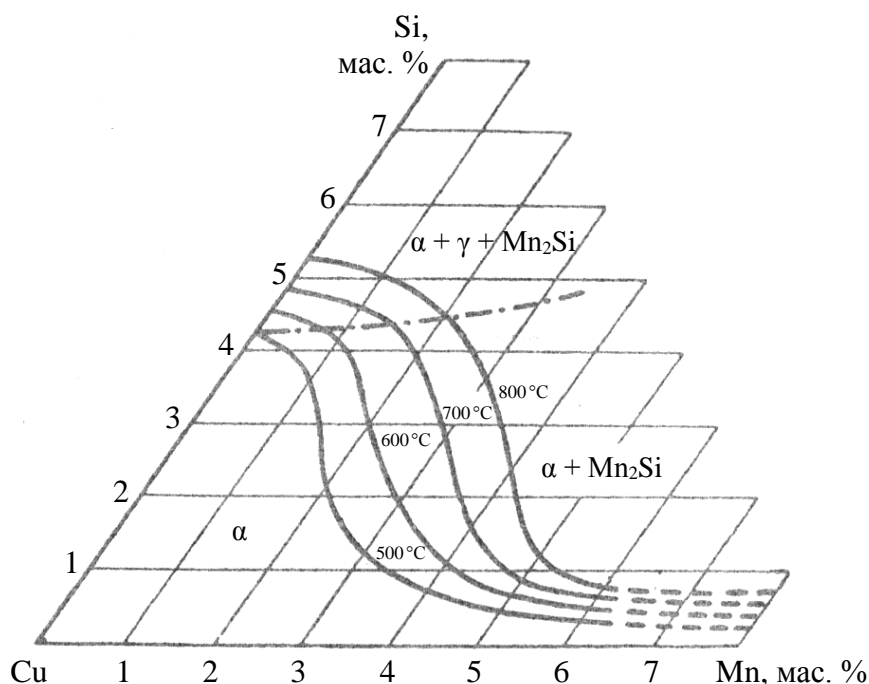


Рис. 13.19. Диаграмма состояния тройной системы медь–кремний–марганец. Изотермы насыщения области твердого раствора α медного угла

Никель является полезной добавкой, так как под его влиянием сильно повышаются механические свойства кремниевых бронз. Кремний с никелем образуют интерметаллическое соединение Ni_2Si – силицид никеля, растворимость которого при температуре эвтектики достигает $\sim 9\%$. С понижением температуры граница растворимости области α сдвигается в сторону меди почти до нуля одновременно с выделением дисперсных силицидов никеля, обуславливающих упрочнение этих сплавов.

После закалки с $800^\circ C$ эти сплавы делаются мягкими и пластичными и отлично обрабатываются давлением. Последующий отжиг при $500^\circ C$ повы-

шает прочность и твердость этих сплавов примерно в 3 раза, поэтому кремниевые бронзы с никелем применяют в промышленности при изготовлении деталей ответственного назначения.

Олово при содержании до 0,5% заметно повышает коррозионные свойства кремниевых бронз. Железо не оказывает положительного влияния на свойства бронз, поэтому содержание его в сплавах, обрабатываемых давлением, ограничивается 0,2...0,3 мас. %. При повышении содержания железа по границам зерен оно выделяется в виде самостоятельной фазы и снижает коррозионную стойкость кремниевых бронз. Содержание цинка в этих сплавах допускается 0,5...1,0 мас. %, так как в его присутствии облегчается процесс плавки.

Свинец является вредной примесью, и содержание его в данных сплавах следует ограничивать 0,01 мас. %. Располагаясь по границам зерен, он способствует разрушению сплавов при горячей обработке. Висмут, сурьма, мышьяк, сера и фосфор также являются вредными примесями, и их содержание допускается не более 0,002 мас. %.

Кремниевые бронзы устойчивы в естественных пресных водах благодаря образованию на поверхности прочных защитных пленок. В морской воде они устойчивы при скорости потока воды не более 1,5 м/с. Кислые рудничные воды, содержащие сернокислую окисную соль железа, для них являются агрессивными, так как $Fe_2(SO_4)_3$ действует как катодный деполяризатор. Кремниевые бронзы также быстро корродируют в растворах солей хромовых кислот, хлорного железа. Эти сплавы удовлетворительно сопротивляются действию щелочей, а также устойчивы в атмосфере сухих газов: хлора, брома, фтора, фтористого водорода, сероводорода, хлористого водорода, сернистого газа и аммиака.

Светлый отжиг кремниевых бронз рекомендуется проводить в парах воды с последующим охлаждением в них же. Тонкие окисные пленки, которые образуются на поверхности полуфабрикатов, быстро удаляются при травлении в 5%-ном водном растворе серной кислоты при комнатной температуре.

Бронзы БрКМц 3-1 и БрКН 1-3 отлично обрабатываются давлением в горячем и холодном состояниях, хорошо свариваются с бронзой и сталью, легко паяются мягкими и твердыми припоями.

Полуфабрикаты из бронзы БрКМц-1 в виде прутков, проволоки, полос, листов и лент различных размеров применяют в приборостроении, химическом и общем машиностроении, морском судостроении для изготовления пружин и пружинящих деталей, металлических сеток и антифрикционных деталей.

13. 1. 8. Марганцевые бронзы

Сплавы меди с марганцем отличаются высокими механическими свойствами. Эти сплавы отлично обрабатываются давлением как в горячем, так и в холодном состояниях, допуская деформацию при холодной прокатке до 80%.

Марганцевые бронзы являются коррозионно-стойкими и жаропрочными сплавами, поэтому применяются для изготовления деталей и изделий, работающих в агрессивной среде и при повышенных температурах. В присутствии марганца температура рекристаллизации меди повышается на 150...200 °С.

Диаграмма состояния системы медь–марганец приведена на рис. 13.20. Из диаграммы видно, что марганец неограниченно растворим в меди как в жидком, так и в твердом состоянии при повышенных температурах. Границы ликвидуса и солидуса этой системы соприкасаются в минимуме при содержании 36,5 мас. % марганца и при температуре 870 °С. С понижением температуры происходит ряд превращений с выделением новых фаз.

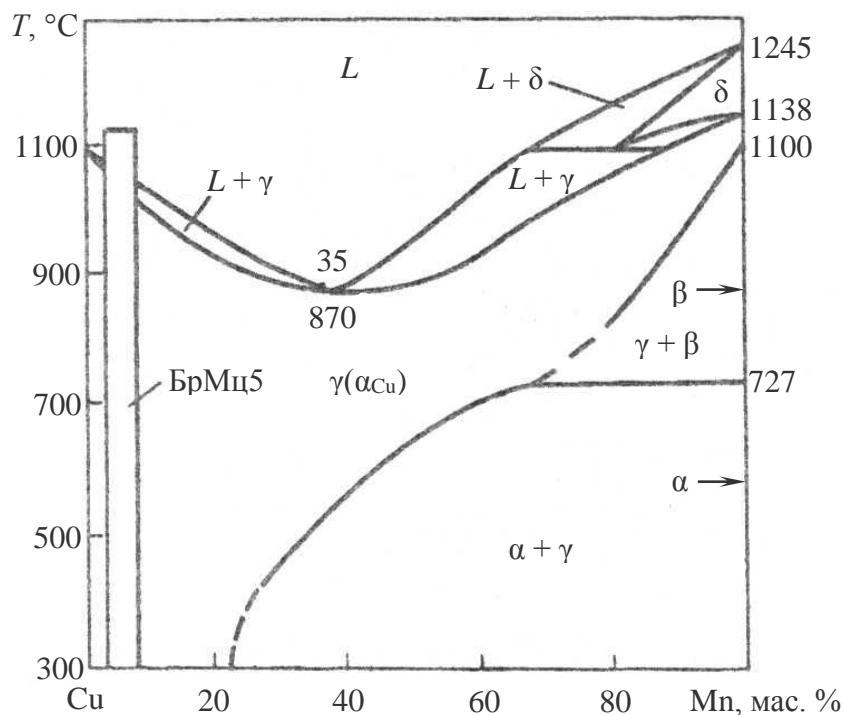


Рис. 13.20. Диаграмма состояния системы медь–марганец

Граница насыщения области твердого раствора γ с уменьшением концентрации марганца и понижением температуры резко сдвигается в сторону меди.

Марганцевые бронзы, содержащие до 20% марганца, при всех температурах в твердом состоянии являются однофазными.

Наибольшее распространение в промышленности получила бронза БрМц5. Химический состав этой бронзы приведен в табл. 13.14. Физические свойства бронзы БрМц5 представлены в табл. 13.15.

Таблица 13.14

Химический состав бронзы БрМц5 по ГОСТ 493-94

Марка	Компоненты, мас. %		Примеси, мас. %, не более										Полуфабрикаты
	Mn	Cu	As	Sb	Sn	Si	Fe	Ni	Pb	P	Zn	Всего	
БрМц5	4,5... 5,5	Ост.	0,01	0,002	0,1	0,1	0,35	0,5	0,03	0,01	0,4	0,9	Поковки

Таблица 13.15

Физические свойства марганцевой бронзы, обрабатываемой давлением

Марка	$T_l, ^\circ\text{C}$	$\rho, \text{кг/м}^3$	$\alpha \cdot 10^6, \text{1/град}$	$\lambda, \text{Вт/(м}\cdot\text{К)}$	$\rho \cdot 10^6, \text{Ом}\cdot\text{м}$	$E, \text{ГПа}$
БрМц5	1047	8,6	20,4	41,9	0,143	103

Технологические свойства и режимы обработки бронзы БрМц5 представлены в табл. 13.16.

Таблица 13.16

Технологические свойства и режимы обработки бронзы БрМц5

Наименование	Значения
Температура литья, $^\circ\text{C}$	1100...1300
Температура горячей обработки, $^\circ\text{C}$	800...850
Температура отжига, $^\circ\text{C}$	700...750
Линейная усадка, %	1,96
Жидкотекучесть, см	25
Обрабатываемость резанием (по сравнению с латунью ЛС 63-3), %	20

Интервал кристаллизации марганцевой бронзы БрМц5 составляет $\sim 40^\circ\text{C}$, предел прочности при растяжении в литом состоянии – 250 МПа, относительное удлинение – 30°C , твердость по Виккерсу HV – 60.

13. 2. Низколегированные бронзы высокой электро- и теплопроводности

13. 2. 1. Общая характеристика сплавов

Низколегированные бронзы высокой электро- и теплопроводности – это сплавы, обладающие сочетанием таких свойств, как электропроводность, высокая прочность и жаропрочность.

Суммарное содержание легирующих элементов в этих сплавах находится в пределах от 0,1 до 3...5 мас.%. Выделяя низколегированные сплавы в отдельную группу, исходят из того, что важнейшие свойства этих сплавов

определяются не только суммарным содержанием легирующих элементов в сплаве, но и в значительной степени зависят от физико-химического взаимодействия между ними, а также структуры сплава.

Исходя из этого принципа, низколегированными называют медные сплавы с электропроводностью не ниже 20 МСм/м при 20 °С, что соответствует удельному электросопротивлению 0,05 мкОм·м и удельной теплопроводности 145 Вт/(м·К). Такое соотношение между электропроводностью и удельной теплопроводностью связано с тем, что в низколегированных медных сплавах с достаточно большой точностью выполняется соотношение Видемана-Франса, которое устанавливает зависимость между электро- и теплопроводностью металлических материалов:

$$L_0 = \frac{\lambda}{(\omega T)} = \frac{\lambda \rho}{T},$$

где L_0 – число Лоренца.

Число Лоренца практически не зависит от состава сплавов, температуры испытания и состояния, а равно $2,45 \cdot 10^{-8}$ Вт·Ом/(°С)², поэтому, зная электропроводность сплава, расчетным путем с достаточной для практики точностью можно определить его удельную теплопроводность.

В низколегированном проводниковом сплаве при таком уровне электро- и теплопроводности и сохранении на достаточно высоком уровне всех положительных свойств меди, таких как высокая технологическая пластичность и коррозионная стойкость, должны быть существенно увеличены температура разупрочнения и сопротивление пластической деформации при длительном или кратковременном воздействии высоких температур.

Области применения низколегированных сплавов очень разнообразны. Благодаря высокой электропроводности они широко используются в электротехнике. Из них изготавливают электроды сварочных машин, контактные провода для электрифицированного транспорта, коллекторные шины и полости для электромашин и другие изделия. Высокая теплопроводность этих сплавов обусловила применение их в теплообменной аппаратуре, конструкциях дуговых печей. Из них изготавливают

кристаллизаторы для непрерывной разливки сталей и сплавов, которые обеспечивают интенсивный отвод тепла от разливаемого металла.

Известно, что наклеп от пластической деформации меди можно использовать только в условиях работы при невысоких температурах, поскольку медь быстро разупрочняется при нагреве выше 150...200°C вследствие рекристаллизации. Температура начала рекристаллизации меди зависит от чистоты по примесям и исходной степени деформации и составляет 100...250°C.

Для создания сплавов высокой электропроводности медь необходимо легировать элементами, упрочняющими сплав и не снижающими ее электропроводность. Как было сказано ранее, такими элементами являются серебро и кадмий. Именно эти элементы использованы для создания проводниковых бронз $\text{BrCr}_{0,1}$ и BrCd_1 с твердорастворным упрочнением. Низколегированные сплавы с твердорастворным упрочнением по своей природе близки к микролегированным проводниковым медным сплавам. Их объединяет то, что единственным способом упрочнения этих двух групп сплавов является холодная пластическая деформация. Растворное упрочнение для сплавов высокой электро- и теплопроводности малоэффективно. Высоколегированные медные сплавы – твердые растворы на основе меди – имеют низкие значения электро- и теплопроводности, так как введение большинства легирующих элементов в количествах, достаточных для упрочнения меди, существенно снижает эти характеристики. Именно поэтому при создании проводниковых сплавов на основе меди верхний предел суммарного содержания легирующих элементов ограничивается тремя – пятью процентами.

Более эффективно дисперсионное упрочнение стареющих сплавов и упрочнение меди дисперсными частицами нанометрических размеров. В первом случае сплавы получают обычными металлургическими методами, а именно выплавляют сплав, отливают слитки и из них получают деформированные полуфабрикаты. Эффект упрочнения этих сплавов создается за счет закалки с последующим старением, а также термомеханической

обработкой. При этом легирующие элементы должны иметь переменную растворимость в меди и заметную растворимость при высоких температурах, уменьшающуюся почти до нуля при понижении температуры до нормальной. В этом случае матрица отожженного или состаренного сплава – практически чистая медь с высокой электропроводностью, а вторая фаза имеет меньшую электропроводность, но количество этой фазы, как правило, невелико. Во втором случае в матрицу (чистую медь), используя специальные приемы, вводят ультратонкие нанометрических размеров тугоплавкие частицы, которые не взаимодействуют с чистой медью, а являются стабильными вплоть до температур плавления меди. Эти сплавы отличаются высокой электропроводностью и жаропрочностью.

Принципы легирования жаропрочных сплавов на основе меди с высокой электро- и теплопроводностью включают следующие требования к легирующим компонентам:

- они не должны резко понижать температуру солидуса сплава;
- должны существенно повышать температуру рекристаллизации меди;
- иметь невысокую и уменьшающуюся с понижением температуры растворимость в твердой меди;
- должны образовывать тугоплавкие, достаточно дисперсные малорастворимые в меди избыточные фазы, предпочтительно не содержащие в своем составе медь.

Из легирующих элементов, незначительно увеличивающих электро-сопротивление меди и слабо снижающих температуру солидуса, особое место отводится хрому. В двойной системе Cu–Cr существует достаточно жаропрочная избыточная фаза, не содержащая медь. Хром существенно упрочняет медь. Так, при введении 1% Cr твердость меди повышается в 2,5 раза, а электропроводность уменьшается на 20...30%, поэтому хромовые бронзы нашли широкое применение в качестве жаропрочного сплава с высокой электро- и теплопроводностью.

Температуру рекристаллизации меди наиболее сильно повышают переходные металлы IVA группы Zr, Hf, Ti.

13. 2. 2. Хромовые бронзы

Хромовыми бронзами называют медно-хромовые или более сложные по химическому составу хромосодержащие низколегированные сплавы, в которых упрочнение после закалки и старение происходят в результате выделения из твердого раствора дисперсных частиц хрома или хромосодержащих соединений.

Многие свойства двойных хромовых бронз определяются способностями физико-химического взаимодействия между компонентами в системе Cu-Cr. На рис. 13.21 приведена диаграмма состояния системы Cu-Cr (часть диаграммы состояния Cu-Cr, богатая медью).

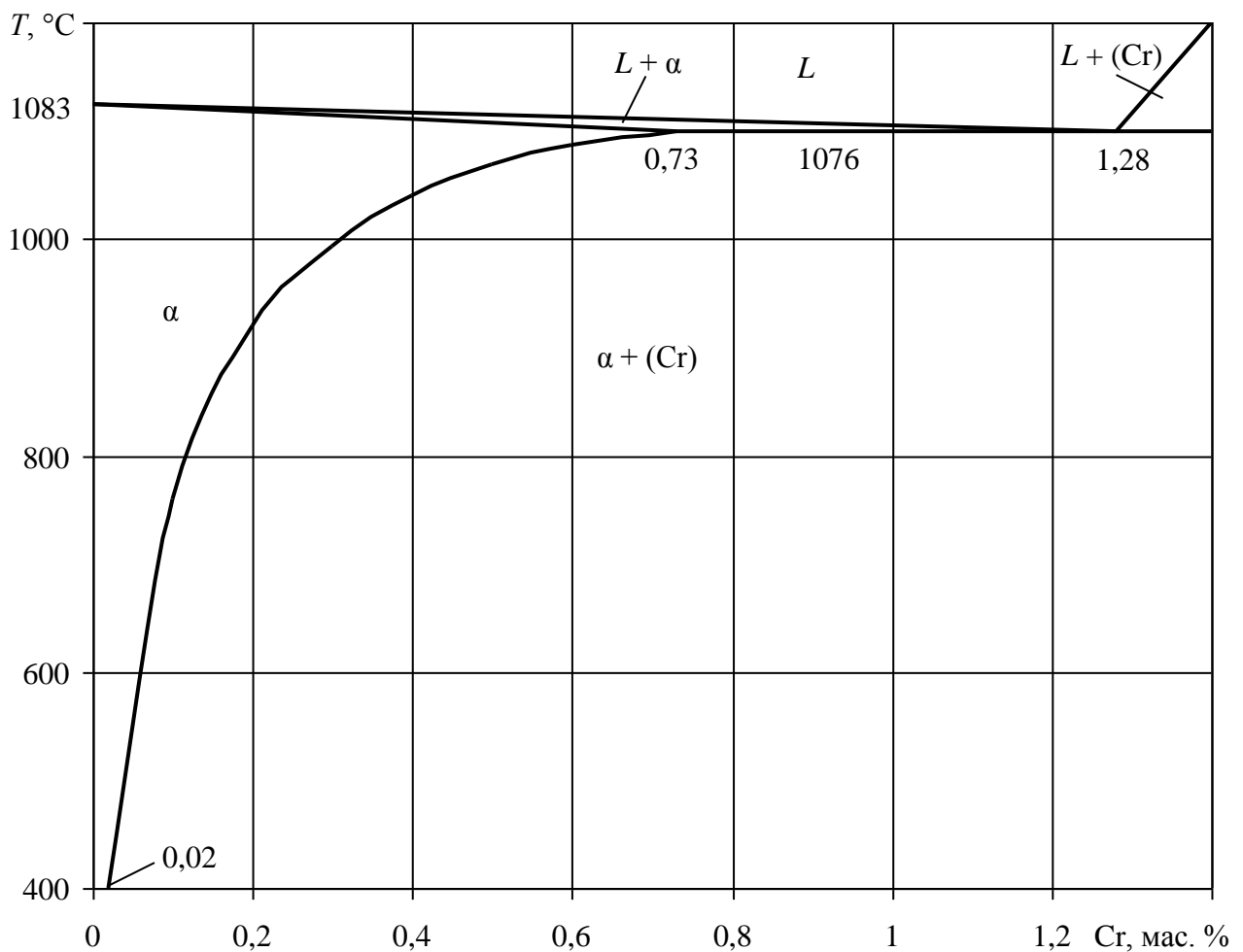


Рис. 13.21. Диаграмма состояния системы медь–хром

Из диаграммы видно, что в этой системе в твердом состоянии существуют две фазы: первая – α -твердый раствор на основе Cr; вторая твердая фаза – практически чистый хром, поскольку растворимость меди в твердом хrome ничтожно мала (она составляет при 1150°C 0,06% и уменьшается практически до нуля при более низких температурах).

Максимальная растворимость хрома в меди в твердом состоянии при эвтектической температуре 1076 °С составляет 0,73%, с понижением температуры она резко падает и при 400 °С становится равной 0,02%.

Малая растворимость хрома в меди при низких температурах обеспечивает высокую электро- и теплопроводность медно-хромовых сплавов в отожженном состоянии и после дисперсионного твердения. В связи с этим двойная система Cu-Cr является идеальной основой для жаропрочных сплавов высокой электро- и теплопроводности.

Хромовые бронзы являются дисперсионно-твердеющими сплавами и имеют оптимальное сочетание физических, химических и эксплуатационных свойств после термической или термомеханической обработки. Термическая обработка включает закалку, фиксирующую пересыщенный α -твердый раствор, и старение, в результате которого происходит распад с выделением частиц фазы-упрочнителя. Термомеханическая обработка (ТМО) включает холодную пластическую деформацию (между закалкой и старением), которая эффективно влияет на деформирование структур при старении.

Режимы закалки двойных хромовых бронз выбирают, используя диаграмму состояния Cu-Cr. Значительная растворимость хрома в меди наблюдается при температурах выше 950 °С, поэтому для хромовых бронз, содержащих более 0,4 мас. % Cr, температура закалки составляет 1000 ± 10 °С.

В закаленном состоянии хромовые бронзы имеют невысокую прочность и отличаются высокой пластичностью и вязкостью. При старении закаленных хромовых бронз происходит распад пересыщенного α -твердого раствора с выделением твердых частиц второй фазы Cr со свойственной ему ОЦК-решеткой, с параметром $a = 0,2879$ нм. Максимальную прочность хромовая бронза приобретает после старения в течение 2...4 ч в интервале температур 450...500 °С. Максимальных значений твердости можно достичь при разных температурах старения, изменяя время выдержки. Однако старение при температурах ниже 450 °С требует очень больших выдержек, что экономически невыгодно. А при температурах выше 500 °С максимальная прочность не достигается из-за перестаривания.

Если между закалкой и старением применять значительные деформации (более 30%) полуфабрикатов, то температуру и время старения следует сдвигать в сторону нижнего предела, а при отсутствии деформации – к верхнему.

Кроме упрочняющей термической обработки к хромовым бронзам широко применяют отжиг.

Химический состав хромовых бронз приведен в табл. 13.17.

Таблица 13.17

Химический состав и назначение хромовых бронз

Марка	Основные компоненты, %				Примеси, %, не более	Полуфабрикаты и область применения
	Cu	Cr	Zr	Другие элементы		
БрХ	Ост.	0,4...1,0	—	—	0,08Fe; 0,3Zn; всего 0,2	Листы, плиты, лента, полосы и профили, прутки, трубы, поковки, проволока, фасонное литье, электроды для контактной сварки, кристаллизаторы, теплообменники, коллекторные пластины, токопроводы, в том числе литые
БрХ0,8	Ост.	0,4...0,7	—	—	0,01P; 0,06Fe; 0,005Pb; 0,05Si; 0,015Zn; всего 0,2	Листы, плиты, поковки, прутки, трубы, детали машин для контактной сварки, кристаллизаторы, теплообменники специального назначения и другие детали, которые должны сочетать высокую электро- и теплопроводность с высокой жаропрочностью
БрХНТ	Ост.	0,2...0,4	—	0,03...0,08 Ti 0,5...0,8 Ni	0,01P; 0,06Fe; 0,005Pb; 0,05Si; 0,015Zn; всего 0,2	Листы, плиты, поковки, трубы, прутки, присадочные материалы для сварки, кристаллизаторы, теплообменники специального назначения, другие детали, которые должны сочетать высокую электро- и теплопроводность с высокой жаропрочностью
БрХЦрТ	Ост.	0,25...0,45	0,03...0,07	0,04...0,08 Ti 0,001 Mg	0,015Fe; 0,003Pb; 0,01Si; 0,001Zn; всего 0,2	Листы, плиты, поковки, прутки, электроды для сварки, губки и ролики сварочных машин, жала паяльников и другие детали, которые должны сочетать высокую электро- и теплопроводность с высокой жаропрочностью
БрХЦр	Ост.	0,4...1,0	0,03...0,08	0,03 Ni	0,002Bi; 0,003Pb; 0,01Zn; 0,01Sn; 0,01As; всего 0,2	Листы, плиты, полосы, профили, поковки, прутки, электроды для сварки, губки и ролики сварочных машин, жала паяльников и другие детали, которые должны сочетать высокую электро- и теплопроводность с высокой жаропрочностью
БрХВЦр	Ост.	0,35...0,7	0,15...0,30	0,15...0,4 V	0,01P; 0,06Fe; 0,005Pb; 0,02Si; 0,01Zn; всего 0,2	Прутки тянутые, прессованные, проволока круглого (диаметр более 1 мм) и прямоугольного сечения, электроды для сварки
БрХНб	Ост.	0,3...0,5	—	0,1...0,4 Nb	0,01P; 0,06Fe; 0,005Pb; 0,05Si; 0,015Zn; всего 0,2	Листы, проволока круглого и прямоугольного сечения, присадочные материалы для сварки, электрические провода
БрХЦрК	Ост.	0,15...0,25	0,15...0,25	0,03...0,10 Ca	0,02Fe; 0,005Pb; 0,002Sb; 0,005Zn; 0,005P; всего 0,2	Проволока для токопроводящих жил монтажных проводов и кабелей, длительно работающих в интервале температур от -60 до +250 °С

Небольшие добавки титана и циркония повышают температуру рекристаллизации меди и улучшают свариваемость хромовых бронз. Добавка никеля несколько увеличивает растворимость хрома в твердой меди. Никель, цирконий и титан находятся в твердом растворе, а хром, как и в двойных бронзах, является главной упрочняющей фазой.

Благодаря присутствию небольшого количества добавок циркония, титана и никеля многокомпонентные бронзы БрХНТ и БрХЦрТ превосходят по технологичности и жаропрочности двойную хромовую бронзу БрХ0,8, а по электро- и теплопроводности не уступают ей.

В табл. 13.18 представлены сведения о физических, механических, технологических свойствах, а также режимах обработки бронзы БрХ.

Таблица 13.18

Физические, механические, технологические свойства
и режимы обработки бронзы БрХ

Свойства или режимы обработки	Значение свойств и режимов обработки
Физические свойства	
Температура плавления, °С:	
ликвидус	1081
солидус	1076
γ , кг/м ³	8920
$\alpha \cdot 10^6$, К ⁻¹	17
c_p , Дж/(кг·К)	388
ρ при 20°С, мкОм·м:	
после закалки	0,0383
после старения	0,0210
λ при 20°С, Вт/(м·К):	
после закалки	167
после старения	315
α' , К ⁻¹ :	
после закалки	0,002
после старения	0,003
E , ГПа	131
G , ГПа	42
Механические свойства	
σ_B , МПа:	
после закалки	240
после закалки и старения	410
после закалки, деформации и старения	520
$\sigma_{0,2}$, МПа:	
после закалки	65
после закалки и старения	270
после закалки, деформации и старения	440
δ , %:	
после закалки	50
после закалки и старения	22
после закалки, деформации и старения	10

Свойства или режимы обработки	Значение свойств и режимов обработки
<i>HV</i> :	
после закалки	65
после закалки и старения	130
после закалки, деформации и старения	150
Предел прочности на срез для проволоки Ø5 мм ($\sigma_B=545$ МПа), $\tau_{ср}$, МПа	295
σ_{-1} при $300 \cdot 10^6$ циклов (для бронзы с $\sigma_B=545$ МПа), МПа	197
Технологические свойства и режимы обработки	
Температура литья, °С	1250...1350
Температура горячей деформации, °С	750...950
Температура термической обработки, °С:	
отжига	650...700
закалки	980...1000
старения	400...500
Суммарная степень деформации перед старением, %	50
Обрабатываемость резанием (относительно латуни ЛС 63-3), %	20

По номенклатуре выпускаемых изделий и тоннажу продукции трехкомпонентные сплавы системы Cu-Cr-Zr уступают только двойным хромовым бронзам.

Основой для понимания фазового состава и структуры трехкомпонентных сплавов является диаграмма состояния системы Cu-Cr-Zr. В тройной системе в области медного угла тройных промежуточных фаз не образуется. В равновесии с α -твердым раствором на основе меди находятся фазы двойных систем, прилегающих к медному углу, а именно Cr из двойной системы Cu-Cr и богатая медью медно-циркониевая фаза из системы Cu-Zr. Состав этой фазы соответствует химическому соединению Cu_3Zr .

Изотермические разрезы диаграммы состояния Cu-Cr-Zr при 950 и 700 °С приведены на рис. 13.22. Они характеризуются четырьмя фазовыми областями: α -твердым раствором на основе меди, двумя двухфазными областями ($\alpha + Cr$) и ($\alpha + Cu_5Zr$) и трехфазной областью ($\alpha + Cr + Cu_5Zr$). В медном углу тройной системы имеет место четырехфазное эвтектическое равновесие ($L + \alpha + Cr + Cu_5Zr$) при температуре 963 °С.

Введение малых добавок циркония в бронзу (0,10...0,15 мас. %) не изменяет природы выделяющейся при старении фазы. Как в двойной, так и в тройной хромовой бронзе после закалки с 960 °С и старения при температуре

500...700°C выделяются стержневидные частицы хромовой фазы. Однако цирконий существенно изменяет дисперсность частиц, выделяющихся при старении хромовой фазы. Это, очевидно, вызвано тем, что цирконий, находящийся в твердом растворе, замедляет диффузию атомов хрома через медную матрицу, с которой связаны зарождение и рост частиц второй фазы.

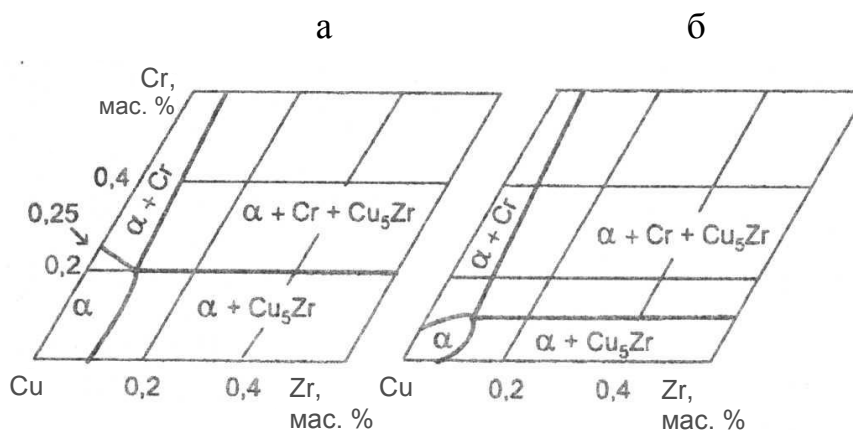


Рис. 13.22. Изотермические разрезы медного угла диаграммы состояния системы Cu-Cr-Zr при температурах 950°C (а) и 700°C (б)

В хромовых бронзах при больших концентрациях циркония (0,5% и более) механизм распада твердого раствора иной. Так, в сплаве Cu–0,5% Cr–0,54% Zr при температуре старения 500°C и выше наблюдаются выделения двух упрочняющих фаз: частиц хрома и соединения Cu₅Zr. Причем морфология выделения этих частиц аналогична их морфологии в сплавах соответствующих двойных систем, но дисперсность и плотность этих выделений в тройном сплаве существенно выше. Физические, механические, технологические свойства и режимы обработки сплава БрХЦр приведены в табл. 13.19.

Таблица 13.19

Физические, механические, технологические свойства
и режимы обработки бронзы БрХЦр

Свойства или режимы обработки	Значение свойств и режимов обработки
Физические свойства	
Температура плавления, °C:	
ликвидус	1080
солидус	1074
γ, кг/м ³	8920
α·10 ⁶ , К ⁻¹	16,8

Свойства или режимы обработки	Значение свойств и режимов обработки
ρ при 20°C, мкОм·м: после закалки после старения	0,0376 0,0204
λ при 20°C после старения, Вт/(м·К)	366
α' , К ⁻¹	0,003
E , ГПа	130
Механические свойства	
σ_B , МПа: после закалки после закалки и старения после закалки, деформации и старения	250 480 540
$\sigma_{0,2}$, МПа: после закалки после закалки и старения после закалки, деформации и старения	75 420 500
δ , %: после закалки после закалки и старения после закалки, деформации и старения	44 24 12
HV : после закалки после закалки и старения после закалки, деформации и старения	68 120 148
Технологические свойства и режимы обработки	
Температура литья, °С	1250...1300
Температура горячей деформации, °С	700...930
Температура термической обработки, °С: отжига закалки старения	650...700 980...1000 400...500
Суммарная степень холодной деформации перед старением, %	0...50
Обрабатываемость резанием (относительно латуни ЛС 63-3), %	20

Другой сплав системы Cu-Cr-Zr БрХЦрК отличается от БрХЦр значительно меньшим содержанием хрома. Небольшая добавка кальция (0,03...0,10%) вводится для раскисления сплава, улучшения усвоения циркония и повышения механических свойств (стойкость к двойным гйбам). Из этого сплава изготавливают токопроводящие монтажные провода, предназначенные для работы при длительном воздействии повышенных температур до 150 °С и

кратковременно до 250°C. Сплав БрХЦрК отличается высокой технологической пластичностью, что позволило разработать технологию производства проволоки диаметром 11 мкм.

13. 2. 3. Термически неупрочняемые медные сплавы

К группе термически неупрочняемых медных сплавов относятся проводниковые бронзы БрСр 0,1, БрКд 1, БрО 0,15 и БрМг 0,3 с твердорастворным упрочнением. В табл. 13.20 приведены марки отечественных и зарубежных сплавов.

Таблица 13.20

Марки низколегированных термически неупрочняемых проводниковых бронз по национальным стандартам

Россия, ГОСТ 18175-78	США, ASTM	Германия, DIN	Япония, JIS
	Серебряная бронза		
БрСр 0,1	–	CuAg 0,1 (2.1203)	–
–	–	CuAg 01P (2.1191)	–
	Кадмиевая бронза		
БрКд 1	–	CuCd 1P (2.1160)	–
	Магниева бронза		
БрМг 0,3	–	CuMg 0,1 (2.1321)	C1401
–	C14200	–	–
–	–	CuMg 0,7 (2.1323)	–
	Оловянная бронза		
БрО 0,15*	–	–	–
	Теллуровая бронза		
Теллуровая бронза**	C14500	CuTe (2.1546)	–

* По ТУ 1844-067-00195363-97.

** В ГОСТ 18175-78 не имеет специального обозначения.

Наибольшее применение в нашей стране нашли кадмиевая и серебряная бронзы. Все сплавы, указанные в табл. 13.20, прочнее меди и обладают наиболее высокой электропроводностью среди низколегированных электротехнических сплавов. Единственным способом упрочнения этих сплавов, как и меди, является холодная пластическая обработка. Электропроводность при этом уменьшается незначительно (на 1...5%). Химический состав этих сплавов представлен в табл. 13.21.

Химический состав и назначение низколегированных термически неупрочняемых проводниковых бронз (ГОСТ 18175-78)

Марка	Основные компоненты, %						Всего примесей, %, не более	Полуфабрикаты и область применения
	Ag	P	Cd	Mg	Te	Cu		
БрСр 0,1	0,08... 0,12	–	–	–	–	Ост.	0,1	Полосы, прутки, проволока, коллекторные кольца, обмотки роторов
БрО 0,15	Sn 0,08... 0,24	0,001... 0,015	–	–	–	Ост.	0,3	Полосы, коллекторы, провода для электрифицированных дорог
БрКд 1	–	–	0,9... 1,2	–	–	Ост.	0,3	Листы, ленты, плиты, полосы, проволока, прутки, коллекторные пластины электродвигателей, контактные провода, детали машин контактной сварки
БрМг 0,3	–	–	–	0,2... 0,5	–	Ост.	0,2	Полосы, прутки, проволока, коллекторные пластины, проволока для электрических кабелей и др.
Теллуровая бронза*	–	–	–	–	0,3... 0,8	Ост.	0,2	Прутки, полосы, детали, обрабатываемые резанием на автоматах, элементы теле- и радиотехнических, электрических и электронных устройств

* Химический состав по ТУ.

Далее приводится характеристика низколегированных термически неупрочняемых бронз электротехнического назначения.

Серебряная бронза БрСр 0,1

Серебряная бронза является двухкомпонентным сплавом системы Cu-Ag. Медь с серебром образуют диаграмму состояния эвтектического типа с ограниченной растворимостью компонентов друг в друге в твердом состоянии (рис. 13.23). Эвтектическая температура равна 780°C. Максимальная растворимость меди в серебре – 8,0%. С понижением температуры растворимость серебра в твердой меди резко снижается. Так, при температуре 780°C она равна 8,0 мас. %, при 600°C – 2,6 мас. %, а при 200°C – менее 0,1 мас. %.

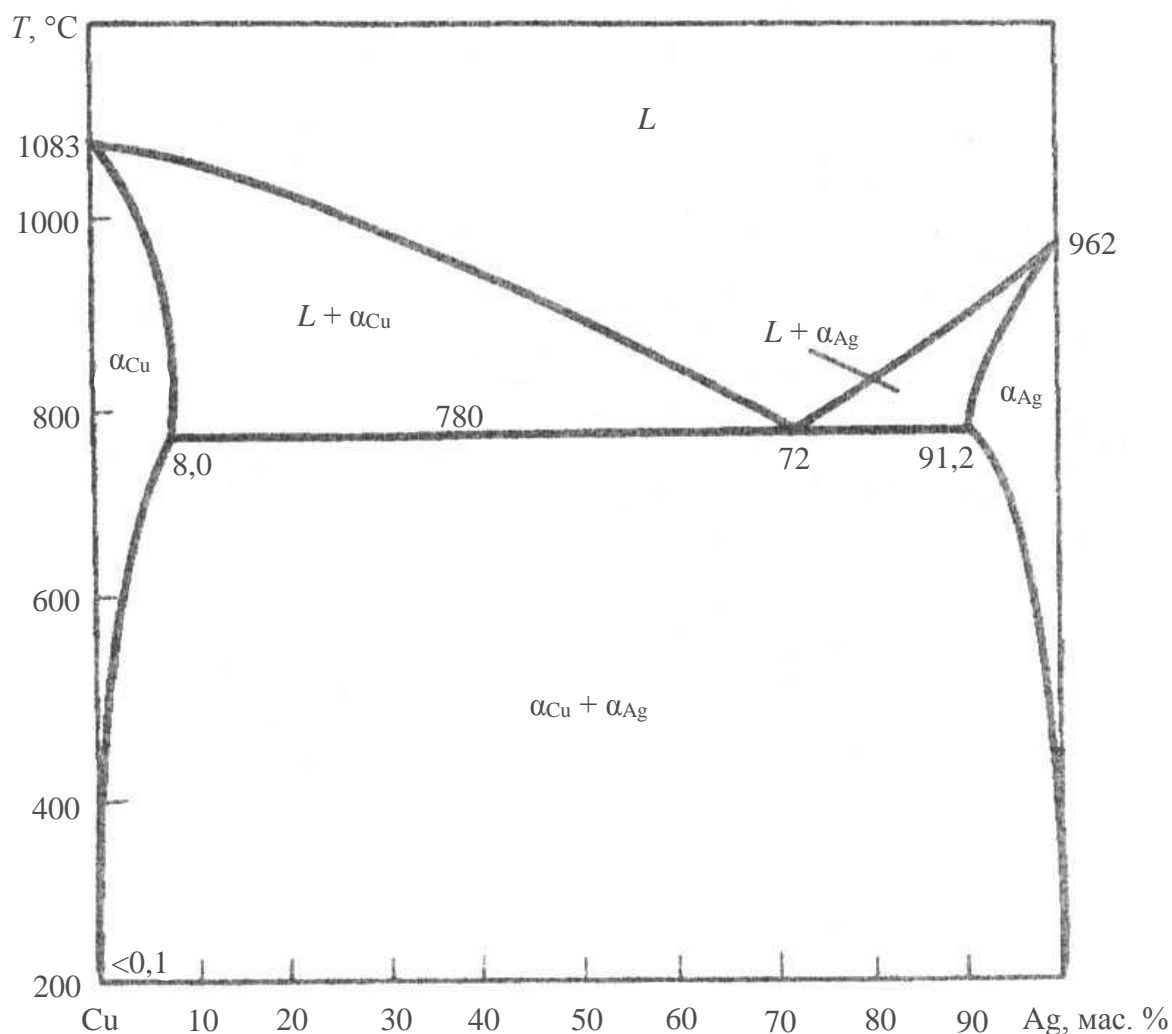


Рис. 13.23. Диаграмма состояния системы медь–серебро

Это говорит о том, что серебряная бронза БрСр 0,1 является однофазным сплавом. Эта бронза обладает очень высокими электро- и теплопроводностью, а также более высокой, чем у меди, длительной прочностью и твердостью. Механические и физические свойства бронзы БрСр 0,1 приведены в табл. 13.22. Очень небольшие добавки серебра резко повышают температуру разупрочнения нагартованной меди и уменьшают ее ползучесть при повышенных температурах.

Таблица 13.22

Физические и механические свойства серебряной бронзы БрСр 0,1
при высоких температурах

Свойство	Температура, °С					
	20	300	400	500	600	700
ρ , мкОм·м	0,0175	0,0377	0,0446	0,0524	0,0605	0,0688
λ , Вт/(м·К)	390	377	376	369	361	358
α , К ⁻¹	–	17,6	17,9	18,3	18,7	19,0
E , ГПа	126	119	110	101	93	82
σ_B , МПа	440	310	130	100	60	40
$\sigma_{0,2}$, МПа	420	300	80	70	40	30
δ , %	14	9	53	50	40	76
Твердость HV	110	90	72	22	14	9
Длительная (1 ч) твердость HV	–	–	57	13	7	5

Основным назначением низколегированных сплавов системы Cu-Ag является использование их для различных проводников электрического тока, работающих в более тяжелых условиях, чем медные. Эти сплавы, приготовленные из самых чистых марок меди, более предпочтительны для обмоток генераторов и электродвигателей.

Коллекторы из сплава БрСр 0,1 надежно работают при длительных нагрузках до температуры около 170 °С, а при кратковременных – до 350...400 °С.

Свойства и режимы обработки бронзы БрСр 0,1 приведены в табл. 13.23.

Физические, механические, технологические свойства и режимы
обработки БрСр 0,1

Свойства и режимы обработки	Значения свойств и режимов обработки
Физические свойства	
Температура плавления, ликвидус, °С	1082
γ , кг/м ³	8890
C_p , Дж/(кг·К)	385
$\alpha \cdot 10^6$ при 20...500 °С, К ⁻¹	17,6
λ , Вт/(м·К)	390
ρ , мкОм·м:	
отожженные	0,01705
твердые	0,01754
E , ГПа	126,5
Механические свойства	
σ_B , МПа:	
отожженные	240
твердые	440
δ , %:	
отожженные	45
твердые	14
HV :	
отожженные	50
твердые	110
Технологические свойства и режимы обработки	
Температура литья, °С	1150...1200
Температура горячей обработки давлением, °С	750...870
Температура отжига, °С	370...560
Обработываемость резанием (относительно латуни ЛС63-3), %	20
Паяемость	Удовлетворительная
Свариваемость	Удовлетворительная

Проводниковые сплавы системы Cu-Ag широко применяются в США, Великобритании, Франции, Германии, Японии и других странах. Содержание серебра в стандартных зарубежных сплавах системы Cu-Ag составляет 0,025...0,25%. Такое содержание серебра мало влияет на механические свойства и электропроводность меди, но значительно повышает температуру начала рекристаллизации и связанную с ней температуру разупрочнения нагартованного сплава.

Так, например, твердая проволока из сплава C10500 (США) с 0,06% Ag, изготовленного из бескислородной меди, не разупрочняется до температуры 300°C. Температура начала рекристаллизации сплава Cu - 0,08% Ag на 100°C выше, чем у чистой меди. При этом электропроводность этих сплавов практически одинакова с электропроводностью меди.

Основным назначением сплавов системы Cu-Ag является использование в электротехнической промышленности. Имеются сведения, что сплав Cu – 0,07% Ag применяется для изготовления радиаторной ленты. Сплав Cu – 3% Ag (Norlay), разработанный фирмой «Норс американ рокуэл» (США), предназначен для изготовления теплообменников камер сгорания ракетных двигателей.

Кадмиевая бронза

Кадмиевая бронза БрКд1 содержит 0,9...1,2% Cd и широко применяется в электротехнической промышленности. Она характеризуется способностью к искрогашению и поэтому применяется для изготовления контактных приводов электрифицированного транспорта, коллекторных полос, электродов сварочных машин, разрывных контактов и других электротехнических деталей.

На рис. 13.24 представлена диаграмма состояния системы Cu-Cd, из которой видно, что солидус α -твердого раствора имеет ретроградный характер.

Максимальная растворимость кадмия в меди (4,5%) соответствует температуре 650°C, которая выше температуры невариантного перитектического равновесия (549°C). При температуре перитектической реакции растворимость кадмия составляет 3,72%, при 300°C – всего 0,5%, при более низких температурах она практически не меняется. В равновесии с α -твердым раствором в сплаве БрКд1 находится интерметаллическая фаза β (Cu₂Cd). Упрочнение кадмиевой бронзы происходит в основном за счет твердорастворного упрочнения. Роль фазы β в упрочнении невелика. Упрочняющее действие кадмия проявляется не только в отожженном, но и деформированном состояниях, а при высоких степенях деформации (более 80%) упрочняющие действия даже увеличиваются.

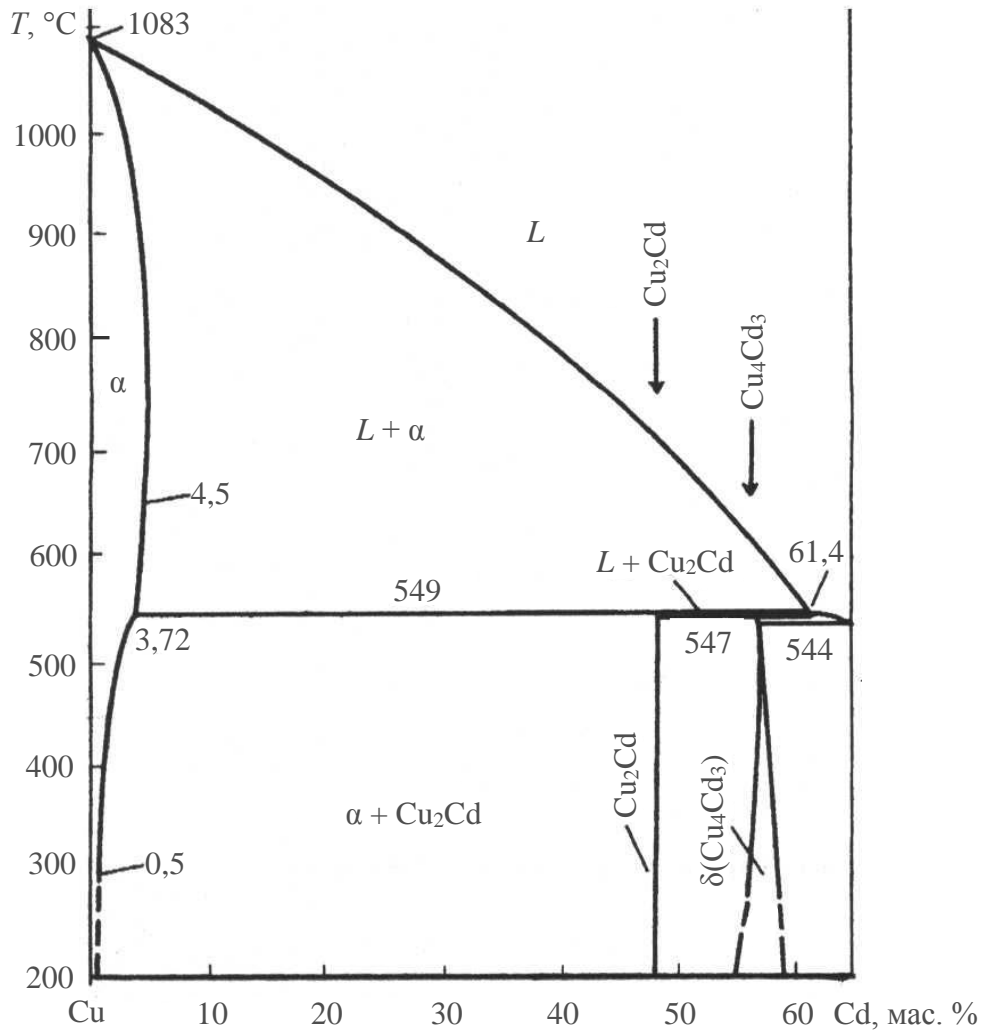


Рис. 13.24. Диаграмма состояния системы медь–кадмий

По сравнению с медью кадмиевая бронза отличается повышенными механическими свойствами, обладает относительно высокой электро- и теплопроводностью (табл. 13.24 и 13.25).

Кадмиевая бронза удовлетворительно обрабатывается давлением в горячем и холодном состояниях, отличается повышенной износостойкостью.

Из кадмиевой бронзы изготавливают ленты, полосы, прессованные и катаные прутки, а также системы Cu-Cd используют для контактных сетей, деталей электрических машин городского и железнодорожного транспорта.

Таблица 13.24

Физические и механические свойства кадмиевой бронзы БрКд1
при высоких температурах

Свойство	Температура, °С					
	20	300	400	500	600	700
Физические свойства						
ρ , мкОм·м	0,0196	0,0417	0,0487	0,056	0,0636	0,0778
λ , Вт/(м·К)	330	348	345	343	340	335
$\alpha \cdot 10^6$, К ⁻¹	-	17,6	18,0	18,0	18,9	19,2
E , ГПа	126	113	108	98	90	81
Механические свойства						
σ_B , МПа	420	310	140	140	80	50
$\sigma_{0,2}$, МПа	400	280	110	110	60	40
δ , %	17	17	64	64	86	66
HV	125	100	31	31	18	11

Таблица 13.25

Физические, технологические свойства и режимы
обработки бронзы БрКд1

Свойства или режимы обработки	Значения свойств и режимов обработки
Физические свойства	
Температура ликвидус, °С	1076
Температура солидус, °С	1040
γ , кг/м ³	8890
C_p , Дж/(кг·К)	385
Технологические свойства и режимы обработки	
Температура литья, °С	1180...1120
Температура горячей обработки давлением, °С	780...870
Температура отжига, °С	370...560
Обрабатываемость резанием (относительно латуни марки ЛС63-3), %	20
Паяемость	Отличная
Свариваемость	Хорошая

Следует отметить, что при легировании меди кадмием не только повышаются прочностные свойства, но и заметно увеличивается сопротивление механическому износу и истиранию.

Получение качественных слитков из кадмиевой бронзы традиционным способом в изложнице сопряжено с большими технологическими трудностями. Прежде всего, это большая склонность сплава к обратной ликвации. Низкая температура кипения кадмия обуславливает значительный угар кадмия при плавке и разливке его в слитки, иногда достигающий до 30...50%, появление ликвата на поверхности слитков и неудовлетворительную поверхность слитков. В слитках образуется крупнозернистая столбчатая структура, обладающая большой анизотропией свойств. Разливка этого сплава на установке полунепрерывного литья имеет все те же недостатки. Кроме того, увеличиваются потери кадмия при переливе сплава из печи в миксер, а также с поверхности расплава в миксере и кристаллизаторе во время всего процесса литья. Как результат, по высоте слитка наблюдается большой разброс по содержанию кадмия.

При разработке технологии полунепрерывного литья кадмиевой бронзы ожидалось, что внедрение этого способа повысит деформируемость и качество слитков. Однако опыты по прокатке слитков БрКд1, полученных методом полунепрерывного литья, не дали положительных результатов: заготовки растрескались при первых же проходах (рис. 13.25). В связи с этим в технологическую цепочку введена операция прессования, полагая, что прессование позволит распределить кадмий по сечению слитка, добиться более гомогенной структуры. При этом резко снижается выход годного.

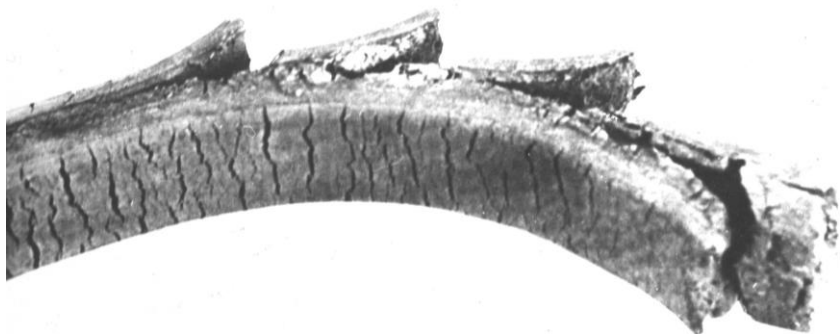


Рис. 13.25. Характер растрескивания кадмиевой бронзы при горячей прокатке

Все указанные выше недостатки производства слитков из кадмиевой бронзы касаются технологического аспекта.

Одной из главных проблем в данном вопросе следует считать экологическую. Выделение исключительно токсичных паров в атмосферу крайне неблагоприятно сказывается на здоровье человека. Содержание паров кадмия на рабочем месте иногда превышает ПДК в 100 раз. Существует мнение, что растрескивание слитков при горячей прокатке происходит из-за образования на границах зерен эвтектики в поверхностной зоне слитка, обогащенной кадмием, с температурой плавления 544 °С.

Поскольку горячая прокатка слитков производится при нагреве под прокатку при 800...850°С, образование трещин можно объяснить тем, что границы зерен в поверхностной зоне слитка оплавляются. Для того чтобы избежать образования эвтектики, необходимо увеличить скорость охлаждения слитка при литье, подавив тем самым ликвацию кадмия, либо выдержать слитки при нагреве под прокатку при 800...850°С минимум 45 мин, совместив тем самым процесс нагрева с гомогенизирующим отжигом.

Установлено, что потери кадмия обусловлены в первую очередь его потерями в момент легирования. Степень усвоения кадмия увеличивается при введении его в расплавленную медь в виде лигатуры Cu-Cd. При этом потери при использовании лигатуры определяются продолжительностью периода плавки, скоростью растворения кадмия из пузырьков пара и временем пребывания пузырька в металлическом расплаве.

Потери кадмия при введении его лигатурой Cu-Cd могут быть определены из следующей зависимости:

$$Y = (1 - \varphi T^{3/2} C_p h)^2 \left[1 - \left(\frac{\chi_k}{1 - \chi_k} \frac{1 - \chi_l}{\chi_l} \right) \right],$$

где Y – потери кадмия с угаром;

φ – постоянная для выбранных условий;

T – температура;

C_p – равновесная концентрация кадмия на границе расплав – пар;

h – глубина ввода добавки;

χ_k – массовая доля легирующего в сплаве, температура кипения которого равна температуре ликвидус сплава, отвечающего концентрации C_p для данной температуры расплава;

χ_k – содержание легирующего в лигатуре.

Как следует из приведенной формулы, на величину потерь главным образом влияет содержание кадмия в лигатуре, глубина ввода добавки и температура расплава. Экспериментально установлено, что ввод кадмия лигатурой Cu-30% Cd ведет к снижению потерь его угара в 3...4 раза.

Одним из путей, позволяющих снизить потери кадмия и улучшить условия работы в литейном цехе, является сокращение времени пребывания кадмия в расплаве, т. е. позднее легирование расплава непосредственно в кристаллизаторе при полунепрерывном (непрерывном) литье.

Наибольший эффект как с точки зрения потерь кадмия, так и получения качественных слитков с минимальной ликвацией кадмия по сечению слитков обеспечивается при легировании меди кадмием в медной оболочке. Причем равномерность распределения кадмия по сечению слитка и снижение ликвационных процессов обеспечиваются при оптимальных размерах защитной (медной) оболочки и глубине ввода кадмия в лунку жидкого металла, а также при использовании жидких покровных флюсов в кристаллизаторе.

За рубежом широко применяется кадмиевая бронза, дополнительно легированная оловом, в которой содержание кадмия составляет 0,6...1,0%, а олова – 0,5...0,6%. Этот сплав известен под названием «телефонная бронза». Олово в тех количествах, в которых оно вводится в «телефонную бронзу», находится в твердом растворе и дополнительно упрочняет сплав.

Однако олово существенно снижает электропроводность и теплопроводность кадмиевой бронзы. Добавка олова к сплавам системы Cu-Cd увеличивает их коррозионную стойкость и сопротивление износу.

Из сплавов системы Cu-Cd-Sn изготавливают прутки и проволоку. В США проволока поставляется заказчику по стандарту ASTM B105, а прутки – по нормам фирм.

Магниева бронза

Согласно диаграмме состояния, приведенной на рис. 13.26, в равновесии с α -твердым раствором на основе меди находится конгруэнтно-плавящаяся интерметаллидная фаза Cu_2Mg ($T_{\text{пл}} = 797^\circ\text{C}$). При 725°C происходит эвтектическая реакция, в которой участвуют α -фаза и Cu_2Mg . Максимальная растворимость магния в меди при эвтектической температуре составляет 2,77%. С понижением температуры растворимость магния в меди падает (при 300°C растворимость составляет 0,9 мас. %).

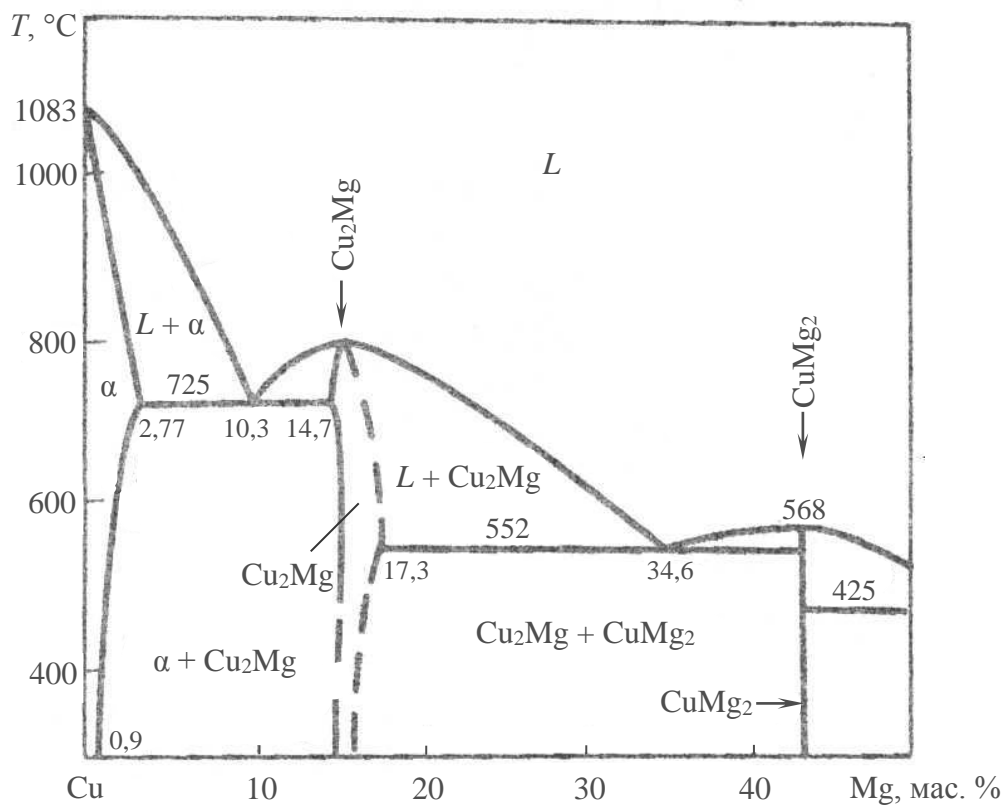


Рис. 13.26. Диаграмма состояния системы медь–магний

Практическое применение нашли бронзы, содержащие до 1% Mg. У этих сплавов повышение прочности и твердости возможно только за счет наклепа при холодной пластической деформации.

Магний сильно упрочняет медь, при этом с увеличением содержания магния увеличивается удельное электросопротивление, поэтому в промышленности применяется бронза с невысоким содержанием магния 0,1...0,35 мас. %. Магниевою бронзу рекомендуют как заменитель кадмиевой бронзы при производстве контактных колец и коллекторных пластин электрических машин, работающих при повышенных электрических и тепловых нагрузках. Свойства и режимы обработки магниевого бронзы представлены в табл. 13.26.

Таблица 13.26

Физические, механические, технологические свойства
и режимы обработки бронзы БрМг0,3

Свойства и режимы обработки	Значения свойств и режимов обработки
Физические свойства	
Температура ликвидус, °С	1078
γ , кг/м ³	8900
C_p , Дж/(кг·К)	381
$\alpha \cdot 10^6$ при 20...300 °С, К ⁻¹	17,6
λ , Вт/(м·К)	340
E , ГПа	126
Механические свойства	
σ_B , МПа:	
прессованные	210
горячекатаные	310
после холодной деформации на 90%	530
δ , %:	
прессованные	48
горячекатаные	24
после холодной деформации на 90%	3
HB :	
прессованные	55
после холодной деформации на 90%	135
Технологические свойства	
Температура литья, °С	1150...1200
Температура горячей обработки давлением, °С	800...900
Температура отжига, °С	550...600
Обрабатываемость резанием, %	15
Паяемость	Удовлетворительная
Свариваемость	Удовлетворительная

Применяемые за рубежом стандартные сплавы Cu-Mg содержат не более 0,8% Mg. Их используют как заменители кадмиевой бронзы. В Германии используются стандартные магниевые бронзы, содержащие 0,4 и 0,7% Mg. Магниевая бронза CuMg0,4 (2.1321) близка по свойствам к кадмиевой бронзе CuCd1P (2.1160). Сплавы системы Cu-Mg за рубежом в основном применяются для изготовления проволоки электротехнического назначения (например, для изготовления контактного провода).

Теллуровая бронза

В России стандартизована теллуровая бронза, содержащая 0,3...0,8 % Te (табл. 13.21). Медь легируют теллуром для улучшения обрабатываемости резанием. Электропроводность и теплопроводность теллуровой бронзы близки к соответствующим характеристикам меди (табл. 13.27).

На рис. 13.27 представлена диаграмма состояния системы Cu-Te, которая характеризуется тем, что в жидком состоянии имеет область несмешиваемости при концентрации 8,3...46% Te и монотектической температуре 1051°C.

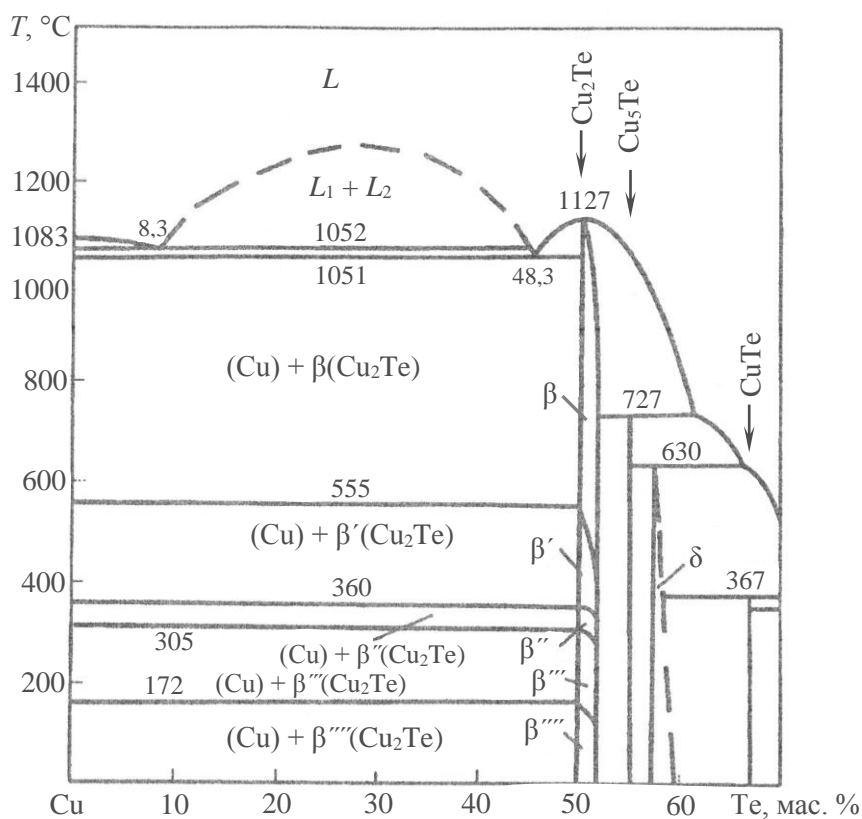


Рис. 13.27. Диаграмма состояния системы медь–теллур

При температуре 1050°C имеет место эвтектическое превращение $L \rightarrow Cu + Cu_2Te$ при концентрации теллура в эвтектической точке 46,3%. Теллур практически не растворяется в твердой меди, поэтому в медно-теллуристых сплавах в равновесии с медью находятся кристаллы твердой и хрупкой фазы интерметаллида Cu_2Te .

Таблица 13.27

Физические свойства теллуровой бронзы (0,3...0,8 % Te) и меди

Состав	Метод	Удельная электрическая проводимость		ρ , мкОм·м	λ , Вт/(м·К)
		МСм	% от Cu		
Теллуровая бронза	Раскисление фосфором, 0,02...0,07% P	52	90	0,0192	350
	Бескислородный, 0,001% O ₂	55	95	0,0182	370
Медь М0б	Бескислородный, 0,001 % O ₂	58	100	0,0172	390

Отсутствие растворимости теллура в меди и образование интерметаллидной фазы Cu_2Te исключает возможность твердорастворного упрочнения и определяет высокую электропроводность сплава системы Cu-Te.

На рис. 13.28 представлены макро- и микроструктура теллуровой бронзы, отлитой полунепрерывным способом. Видно, что благодаря высокой теплопроводности этого сплава наблюдается транскристаллизация его в слитке. Интерметаллидная фаза Cu_2Te равномерно распределена по сечению слитка.

Положительное влияние теллура на обрабатываемость резанием связано с образованием в структуре твердого соединения теллурида меди (Cu_2Te). Выделение этой фазы способствует образованию ломкой и хрупкой стружки, что позволяет увеличить скорость обработки резанием, уменьшает шероховатость обрабатываемой поверхности, позволяет легко чистить станки и гарантирует высокую производительность. Обрабатываемость резанием теллуровой бронзы составляет 98% от обрабатываемости свинцовой латуни ЛС63-3.

а



б

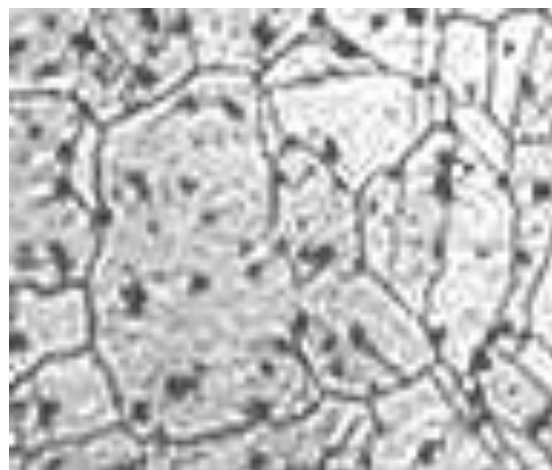


Рис. 13.28. Макро- (а) и микроструктура (б) теллуровой бронзы. На фотографии микроструктуры видны зерна меди и включения Cu_2Te

Механические свойства теллуровой бронзы в обработанном состоянии близки к свойствам нелегированной меди ($\sigma_{\text{в}} = 380\text{...}435$ МПа, $\sigma_{0,2} = 260\text{...}380$ МПа, $\delta = 10\text{...}8\%$, $HB = 75\text{...}100$). Эта бронза хорошо обрабатывается давлением в горячем и холодном состояниях, твердая и мягкая пайка не вызывает затруднений, температура разупрочнения деформированного материала составляет примерно 350°C .

В теллуровой бронзе недопустимо повышенное содержание кислорода, так как он связывает теллур в малорастворимый оксид, что приводит к охрупчиванию сплава, поэтому бронзу раскисляют фосфором или используют бескислородную медь (табл. 13.27). Теллуровая бронза, раскисленная фосфором, обладает хорошей обрабатываемостью резанием, но электропроводность этого сплава из-за остаточного содержания фосфора значительно уступает меди. Когда требуется высокая электропроводность, бронзу получают на основе бескислородной меди.

Теллуровая бронза широко применяется в США (С14500), Германии (CuTeP, 2.1546, SE – CuTe), Великобритании (С10900), Франции (VTe).

Наиболее интересен сплав С14500, так как основная масса представленных на рынке изделий изготовлена из него. По имеющимся

сведениям для данного сплава не существует в настоящее время аналогов в действующих российских стандартах.

Медно-теллуrowый сплав С14500, раскисленный фосфором, – это превосходное решение определенных проблем при производстве, с которыми ни один из известных сплавов на основе меди так удачно не справляется. Механические свойства этого сплава подобны свойствам чистой нелегированной меди в сочетании с 85%-ным показателем механической обработки. Таким образом, сплав С14500 обладает уникальной комбинацией свойств, в том числе хорошей коррозионной устойчивостью и отличной электропроводностью, что обеспечивает его применение в тех областях, где сочетание этих свойств необходимо.

Свойства и режимы обработки этого сплава:

- система – Cu-Te;
- вид полуфабриката – трубы;
- σ_B – 225...335 МПа;
- δ – 45...12%;
- температура литья – 1140...1170 °С;
- температура горячей деформации – 450...600 °С;
- температура отжига – 450...600 °С.

Следует отметить, что теллур оказывает положительное влияние на термическую стабильность меди. Так, прочность сплава Cu – 0,6% Te в деформированном состоянии не изменяется при температуре 350 °С в течение 2 ч, тогда как медь при этих условиях разупрочняется через 10...15 мин. Теллур замедляет процесс разупрочнения и благодаря присутствию дисперсных частиц теллура меди Cu_2Te , сдерживая рост зерен при рекристаллизации.

Из теллуrowой бронзы получают прессованные прутки и профили, пригодные для автоматической обработки резанием.

Благодаря хорошей обрабатываемости резанием теллуrowую бронзу применяют для изготовления сопел (патрубокoв) газопламенной резки, направляющих клапанов в автомобильных двигателях.

Сплавы системы Cu-Te благодаря наличию в мягкой медной матрице твердых дисперсных включений теллурида меди Cu_2Te обладают хорошими антифрикционными свойствами. В сочетании с высокой теплопроводностью и хорошей обрабатываемостью резанием теллуровая бронза является материалом, пригодным для изготовления подшипников скольжения, работающих в тяжелых условиях. Высокая электропроводность делает ее перспективной для применения в электротехнике. Многие детали электрических выключателей, элементы полупроводниковых устройств, требующие обработки резанием, экономично изготавливать из теллуровой бронзы.

Сплавы системы Cu-Te из-за высокой упругости паров теллура не пригодны для использования в вакуумных и электронных устройствах. Теллур также ухудшает свариваемость меди, пайка возможна твердым припоем, содержащим мышьяк, и мягким припоем, в состав которого входит олово.

Циркониевые бронзы

Цирконий используется как легирующий элемент при создании медных сплавов высокой электропроводности, поскольку он незначительно снижает электропроводность меди, и даже при содержании его в количестве 0,8...0,9% электропроводность сплавов сохраняется на уровне 80% от электропроводности меди. На рис. 13.29 представлена зависимость механических свойств и электропроводности сплавов от содержания в них циркония. Кроме того, из всех легирующих компонентов цирконий наиболее сильно повышает температуру начала рекристаллизации (рис. 13.30).

Цирконий является важнейшим легирующим элементом в многокомпонентных жаропрочных бронзах. В промышленности используются и двухкомпонентные медно-циркониевые бронзы. На рис. 13.31 представлена диаграмма состояния медь–цирконий. В равновесии с α -твердым раствором находится инконгруэнтно-плавящаяся интерметаллидная фаза Cu_5Zr , которая образуется по перитектической реакции $L + \text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14} \leftrightarrow \text{Cu}_5\text{Zr}$ при 1000°C . Эта фаза и является упрочняющей в циркониевых бронзах. Фаза Cu_5Zr участвует в эвтектической реакции с α -твердым раствором $L \leftrightarrow \alpha + \text{Cu}_5\text{Zr}$ при температуре 966°C .

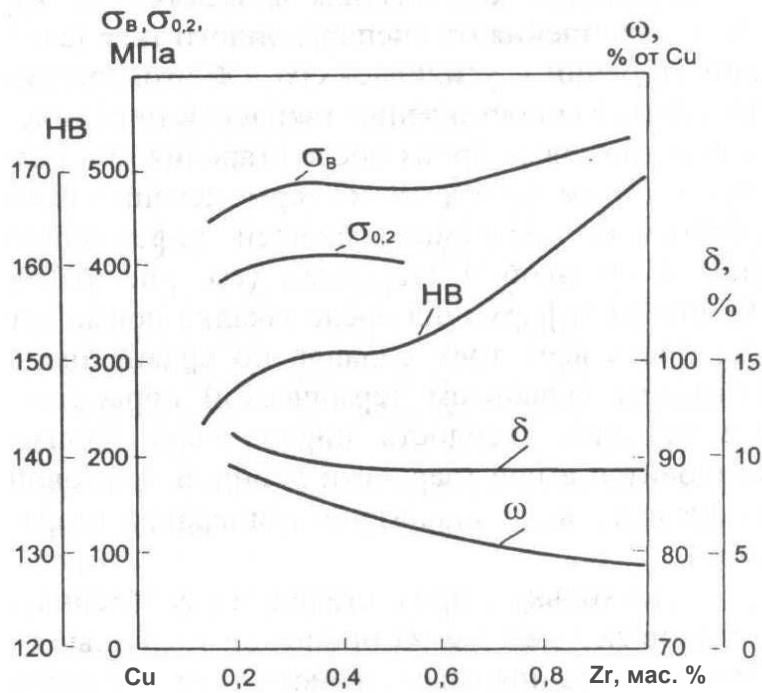


Рис. 13.29. Влияние содержания циркония на механические свойства и электропроводность меди

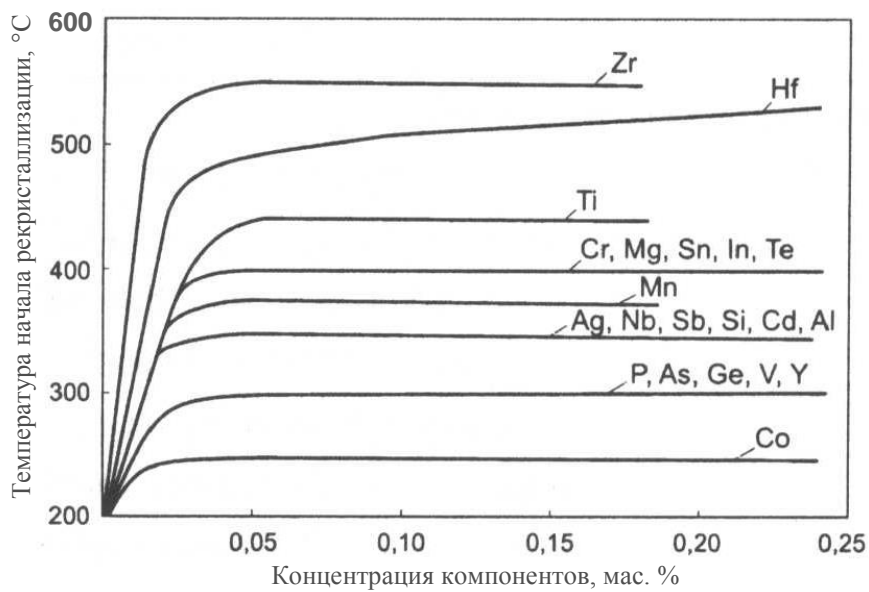


Рис. 13.30. Влияние примесей и легирующих элементов на температуру начала рекристаллизации меди

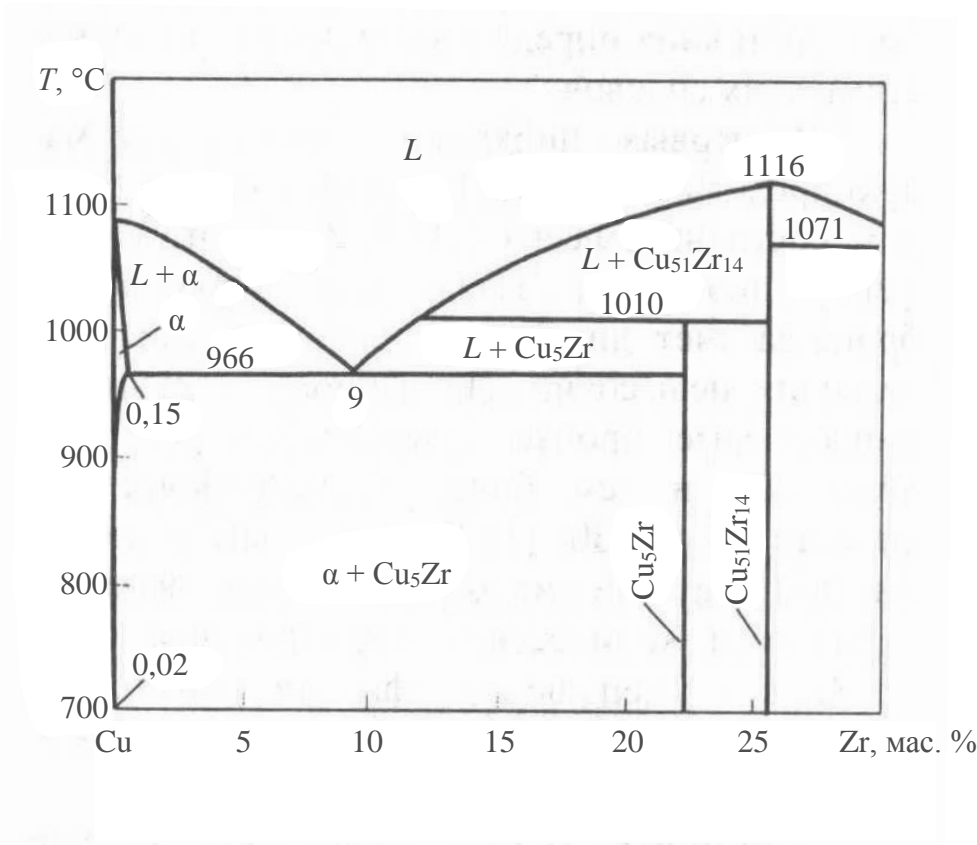


Рис. 13.31. Диаграмма состояния системы медь–цирконий

Предельная растворимость циркония в меди в твердом состоянии при эвтектической температуре 966°C составляет 0,15 мас.%. С понижением температуры она уменьшается.

Сплавы системы Cu-Zr по электропроводности превосходят хромовые бронзы и находятся на уровне серебряной и кадмиевой бронз (90...95% от электропроводности меди).

Поскольку цирконий имеет крайне малую растворимость в меди в твердом состоянии, то эффект упрочнения закаленных циркониевых бронз за счет дисперсионного твердения при старении невысокий. Это связано с небольшим количеством упрочняющей фазы, а также пластинчатой ее формой и относительно большими размерами.

Температура начала рекристаллизации сплавов системы Cu-Zr выше оптимальных температур их старения, поэтому наклеп от пластической

деформации между закалкой и старением циркониевых бронз накладывается на эффект упрочнения от дисперсионного твердения при старении и усиливает его. Холодная деформация после закалки повышает твердость циркониевых бронз по сравнению с обычным вариантом термической обработки.

Полуфабрикаты из циркониевых бронз подвергают термомеханической обработке по схеме: закалка + деформация + старение или закалка + деформация + старение + деформация.

Помимо высокой температуры рекристаллизации цирконий обеспечивает значительное увеличение сопротивления ползучести при повышенных температурах, что важно при длительной эксплуатации проводников в условиях нагрева.

Кроме того, цирконий способен сильно измельчить зеренную структуру меди и предотвратить чрезмерный рост зерна.

В настоящее время в промышленности применяется циркониевая бронза БрЦр0,4, содержащая 0,3...0,5% Zr (табл. 13.28). Ее используют в тех случаях, когда требуется сочетание высокой электро- и теплопроводности с жаропрочностью. При нормальной температуре она несколько уступает по прочностным характеристикам двойной хромовой бронзе, но превосходит ее по электропроводности. Циркониевая бронза не имеет провала пластичности при 400...600°C, хорошо обрабатывается давлением в горячем и холодном состояниях, удовлетворительно обрабатывается резанием, коррозионная стойкость ее такая же, как у меди.

Физические, механические, технологические свойства и режимы обработки циркониевой бронзы БрЦр0,4 приведены в табл. 13.29 и 13.30.

Таблица 13.28

Физические, механические, технологические свойства
и режимы обработки бронзы БрЦр0,4

Свойства или режимы обработки	Значение свойств и режимов обработки
Физические свойства	
Температура плавления, °С: ликвидус	1065
солидус	966
γ , кг/м ³	8850
$\alpha \cdot 10^6$, К ⁻¹	16,3
ρ при 20 °С, мкОм·м: после закалки	0,0249
после старения	0,0208
λ при 20 °С, Вт/(м·К) после закалки и старения	335
α' , К ⁻¹	0,0037
E , ГПа	126
Механические свойства	
σ_B , МПа: после закалки	270
после закалки, деформации и старения	480
$\sigma_{0,2}$, МПа: после закалки	110
после закалки, деформации и старения	440
δ , %: после закалки	35
после закалки, деформации и старения	17
НВ : после закалки	65
после закалки, деформации и старения	135
Технологические свойства и режимы обработки	
Температура литья, °С	1120...1180
Температура горячей обработки давлением, °С: прессования	880...920
прокатки	800...850
Температура термической обработки, °С: отжига	650...750
закалки	900...950
старения	400...500
Обрабатываемость резанием, (относительно латуни ЛС 63-3), %	20

Таблица 13.29

Физические и механические свойства циркониевой бронзы БрЦр0,4
при высоких температурах

Свойство	Температура, °С				
	20	300	400	500	600
Физические свойства					
ρ , мкОм·м	0,0193	0,0387	0,0454	0,0534	0,0612
ω , МСм/м	52	26	22	18	16
ω , % (от Cu)	90	93	93	95	96
λ , Вт/(м·К)	343	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, К ⁻¹	16,3	17,8	–	19,5	–
E , ГПа	137	123	117	–	–
Механические свойства					
σ_B , МПа	400	320	300	250	200
$\sigma_{0,2}$, МПа	370	310	290	240	190
δ , %	17	–	–	–	–
HV	–	–	112	102	73

Таблица 13.30

Типичные механические свойства циркониевой бронзы БрЦр0,4

Вид полуфабриката	Состояние	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ
Листы, прутки	Закалка + старение	400	350	16	115
Полосы коллекторные	Тянутое	–	–	–	115

При плавке циркониевой бронзы используется бескислородная медь. Цирконий вводят в расплав в чистом виде или в виде лигатуры Cu-Zr. Плавка меди, легирование и литье производятся в защитной атмосфере или в вакууме, поскольку цирконий – химически активный металл и интенсивно окисляется при плавке на воздухе.

13. 3. Латуни

13. 3. 1. Общая характеристика и особенности обработки латуней

Как отмечалось ранее, чистая медь обладает высокой коррозионной стойкостью, хорошо обрабатывается давлением как в горячем, так и в холодном состояниях, но имеет невысокую прочность, что ограничивает ее применение как конструкционного материала. Для повышения прочности и придания меди особых свойств ее легируют различными добавками. Среди деформируемых медных сплавов наибольшее распространение получили латуни благодаря сочетанию высоких механических, технологических и эксплуатационных свойств.

Латуни – это двойные и многокомпонентные медные сплавы, в которых цинк является основным легирующим компонентом. Минимальное содержание в них цинка – 4 мас. %, максимальное – 50 мас. %. Латуни разделяют на двойные и многокомпонентные. Многокомпонентные латуни кроме меди и цинка содержат еще один или несколько других легирующих компонентов (алюминий, никель, железо, марганец, олово, кремний, свинец и др.).

Фазовый состав двойных латуней определяет диаграмма состояния системы Cu-Zn (рис. 13.32).

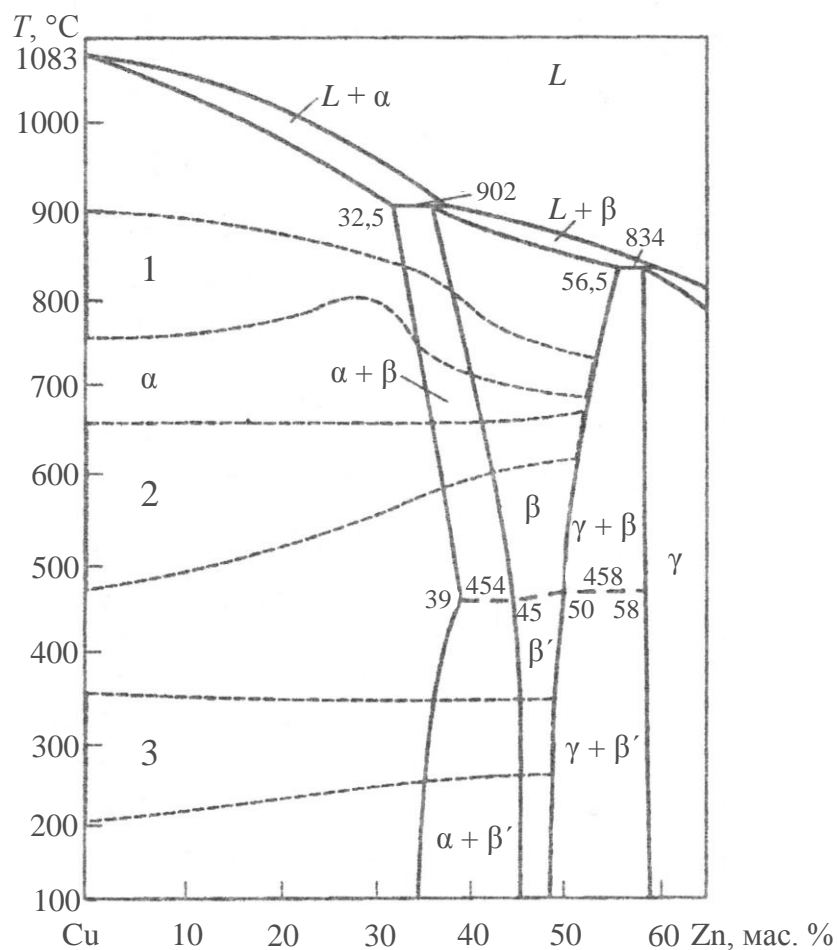


Рис. 13.32. Диаграмма состояния системы Cu–Zn и температурные интервалы: 1 – нагрев под обработку давлением; 2 – рекристаллизационный отжиг; 3 – отжиг для уменьшения остаточных напряжений

По структуре выделяют α -латуни, $(\alpha+\beta)$ -латуни, β -латуни. Область твердого раствора α при температуре 454°C простирается до 39 мас. % Zn. Все сплавы этой области весьма пластичны, отлично ведут себя при сварке, пайке и лужении и хорошо поддаются обработке давлением в горячем и холодном состояниях. Латуни, содержащие более 39% Zn, имеют двухфазную структуру

($\alpha+\beta$) и однофазную β . Эти сплавы имеют низкую пластичность и хорошо обрабатываются давлением лишь в горячем состоянии.

В системе Cu-Zn наблюдается необычная температурная зависимость растворимости цинка в меди (рис. 13.32). В отличие от других систем растворимость цинка в меди с понижением температуры увеличивается. Так, при температуре 902 °С она составляет 32,5%, а при температуре 454 °С – 39 мас. %. Дальнейшее понижение температуры приводит к уменьшению растворимости цинка в меди, и при комнатной температуре она составляет 34...35 мас. %. Медь с цинком образуют кроме α -твердого раствора на основе меди с решеткой ГЦК ряд промежуточных фаз: β , γ и другие. Фаза β – это твердый раствор на основе химического соединения CuZn с решеткой ОЦК. При высоких температурах β -фаза имеет широкую концентрационную область гомогенности. Высокотемпературная фаза β достаточно пластична, поэтому нагрев латуней под пластическую деформацию осуществляют до температуры 700...800 °С. При температуре ниже 454...468 °С β -фаза переходит в упорядоченное состояние: $\beta \rightarrow \beta'$. Фаза γ – это твердый раствор на основе электронного соединения Cu_5Zn_8 и является очень твердой и хрупкой.

Механические свойства латуней определяются свойствами фаз. Влияние содержания цинка на механические свойства латуней показано на рис. 13.33.

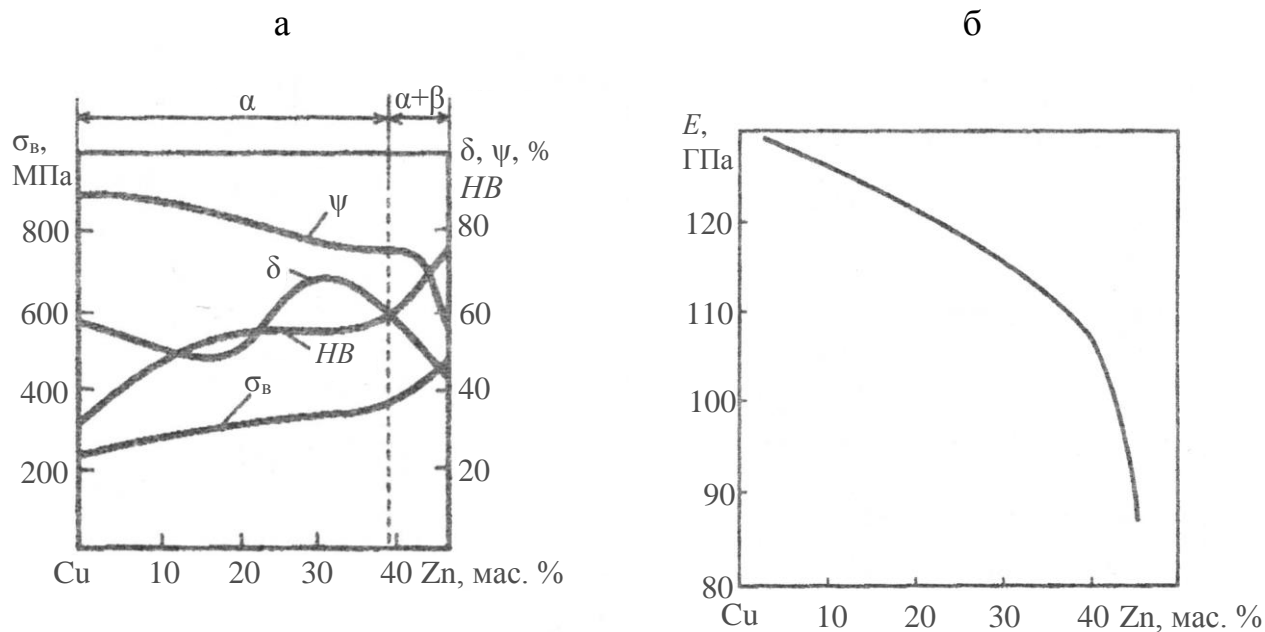


Рис. 13.33. Влияние содержания цинка на механические свойства латуней (а) и модуль нормальной упругости (б)

Видно, что предел прочности при растяжении σ_b возрастает с увеличением содержания цинка в сплаве и максимум прочности достигается в двухфазной области $\alpha+\beta$ при содержании цинка 45...47 мас. %. Дальнейшее увеличение содержания цинка в сплаве приводит к резкому снижению прочности. Это обусловлено заменой α -фазы β -фазой. Наибольшее значение относительного удлинения наблюдается у сплавов, содержащих около 40 мас. % цинка. Модуль нормальной упругости E с увеличением содержания цинка уменьшается, и при содержании цинка более 30 мас. % наступает наиболее резкое его падение в связи с тем, что превышен предел растворимости цинка в α -фазе и в структуре появляется β -фаза. Падение пластичности у сплавов с содержанием цинка более 40 мас. % не позволяет использовать их в качестве деформируемых сплавов. Есть мнение, что β -латуни представляют интерес как основа сплавов с эффектом запоминания формы.

Цинк довольно резко снижает теплопроводность λ и электропроводность χ меди, и при содержании его в латунях более 20% эти свойства не превышают 40% от соответствующих характеристик меди. При увеличении содержания цинка коэффициент линейного расширения α монотонно увеличивается, а плотность γ уменьшается (рис. 13.34).

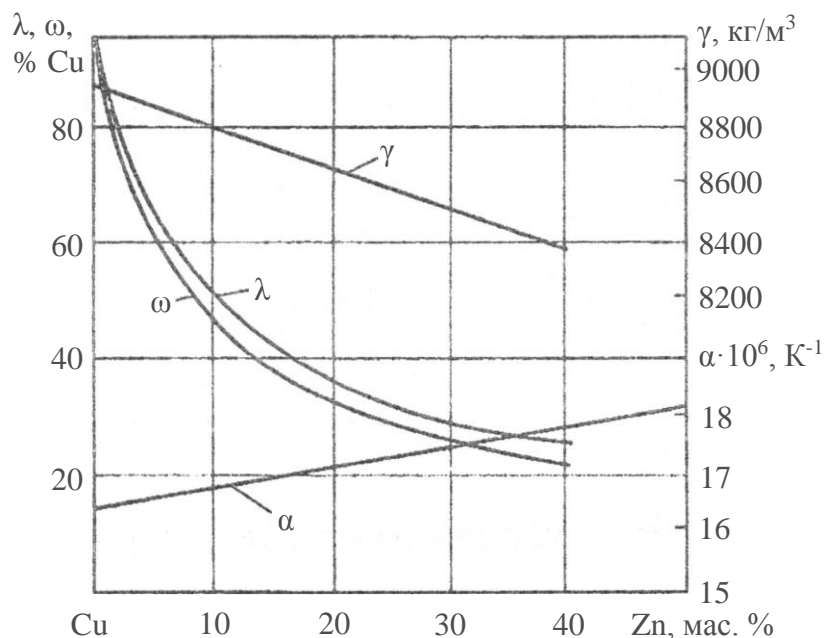


Рис. 13.34. Изменение физических свойств медно-цинковых сплавов в зависимости от содержания цинка

В России существует ГОСТ 15527-2004 на марки деформируемых латуней. Буква «Л» обозначает название сплава – латунь, последующие буквы – это условное обозначение легирующих элементов: Ж – железо, Мц – марганец, О – олово, С – свинец, А – алюминий, Н – никель, К – кремний, Мш – мышьяк. Первое число после букв указывает среднее содержание меди, последующие числа, отделенные друг от друга тире, указывают среднее содержание соответствующих легирующих компонентов, остальное – цинк. Например, латунь Л80 имеет средний состав: 80 мас. % Cu, остальное – цинк; латунь ЛЖМц 59-1-1 – 59% Cu, 1% Fe, 1% Mn, остальное – цинк. В литейных латунях цинк обозначается буквой «Ц». Среднее содержание компонентов сплава ставится сразу после буквы, обозначающей его. Например, литейная латунь ЛЦ30А3 содержит 30% Zn, 3% Al, Cu – остальное.

В США используется унифицированная система нумерации металлов и сплавов (United Numbering System for Metals and Alloys – UNS). Обозначение сплавов начинается с буквы «С» (copper – медь), затем следует пятизначный номер, определяющий марку сплава. Сплавы с номером меньше 80000 – обрабатываемые давлением, сплавы с большими номерами – литейные.

В стандартах ISO и Германии сплавы, обрабатываемые давлением, имеют буквенно-цифровую систему обозначений: символ «Cu» показывает, что сплав на основе меди, основные легирующие элементы обозначаются химическими символами. Следующие за ними числа соответствуют номинальному содержанию легирующих элементов в процентах (по массе). Аналогичную систему обозначений имеют литейные сплавы, но только с двумя латинскими буквами «GB» впереди. Кроме того, все сплавы в Германии, обрабатываемые давлением и литейные, имеют цифровое обозначение (номер материала).

В стандартах Японии сплавы, обрабатываемые давлением, имеют такую же систему обозначений, как и в США, только количество цифр четыре, а не пять. Литейные сплавы обозначаются в соответствующих стандартах как классы и поэтому в обозначении содержат номер стандарта и номер класса.

В табл. 13.31 представлены марки деформируемых латуней по национальным стандартам.

Марки деформируемых латуней по национальным стандартам

Россия ГОСТ 15527-2004	США ASTM B36, B475, B171, B121, B591, B289, B135, B694, B453, B283, B111, B587, B359, B124, B592	Германия DIN 17660, 17673	Япония JIS H3100, H3250, H3300
Двойные латуни			
Л96	C21000	CuZn5 (2.0220)	C2100
Л90	C22000	CuZn10 (2.0230)	C2200
Л85	C23000	CuZn15 (2.0240)	C2300
Л80	C24000	CuZn20 (2.0250)	C2400
Л70	C26000	CuZn30 (2.0265)	C2600
Л68	C26800	CuZn33 (2.0280)	C2680
Л63	C27200	CuZn37 (2.0331)	C2720
Л60	C28000	CuZn40 (2.0360)	C2800
Оловянные латуни			
ЛО 90-1	C41000	—	—
ЛО 70-1	—	—	—
ЛОМш 70-1-0,05	C44300	CuZn28Sn1 (2.0470)	C4430
ЛО 62-1	C46400	CuZn38Sn1 (2.0530)	C4621, C4622, C4640, C4641
ЛО 60-1	C46400	CuZn38Sn1 (2.0530)	C4640, C4641
Свинцовые латуни			
ЛС 74-3	—	—	—
ЛС 64-2	C33200, C34500, C34200	—	—
ЛС 63-3	C35600	—	C3560
ЛС 59-1	C3800	CuZn40Pb2 (2.0402)	—
ЛС 59-1В	—	—	C3603, C3604
Алюминиевые латуни			
ЛА 77-2	—	—	—
ЛАМш 77-2-0,05	C68700	CuZn20Al2 (2.0460)	C6870
Марганцевые латуни			
ЛМц 58-2	—	CuZn40Mn2 (2.0572)	—
Кремниевые латуни			
ЛК 80-3	—	—	—
Никелевые латуни			
ЛН 65-5	—	—	—
Смешанные латуни			
ЛАН 59-3-2	—	—	—
ЛМцА 57-3-1	—	—	—
ЛЖС 58-1-1	—	—	—
ЛАЖ 60-1-1	—	—	C6782
ЛЖМц 59-1-1	—	—	—
ЛАНКМц 75-2-2,5-0,5-0,5	—	—	—

13.3.2. Двойные латуни

Двойные латуни применяют главным образом как деформируемые сплавы. Из них производят листы, ленты, трубы, прутки, проволоку и другие изделия. В табл. 13.32 приведен химический состав двойных латуней и область их применения.

Таблица 13.32

Химический, фазовый состав и назначение деформируемых двойных латуней по ГОСТ 15527-2004

Марка	Основные компоненты, мас. %		Примеси ² , мас. %, не более						Фазовый состав ¹	Полуфабрикаты и область применения
	Cu	Zn	Pb	Fe	Sb	Bi	P	Прочие		
Л96	95,0... 97,0	Ост.	0,03	0,1	0,005	0,002	0,01	0,2	α	Листы, ленты, полосы, трубы, прутки, проволока для деталей в электротехнике, радиаторные и капиллярные трубки, медали, значки
Л90	88,0... 91,0	Ост.	0,03	0,1	0,005	0,002	0,01	0,2	α	Листы, ленты, полосы, трубы, специальные профили, проволока для деталей в электротехнике, детали змеевиков, сильфонов, теплотехнической и химической аппаратуры, значки и медали, детали машин и приборов
Л85	84,0... 86,0	Ост.	0,03	0,1	0,005	0,002	0,01	0,3	α	Листы, ленты, полосы, тонкостенные трубы, проволока, сильфоны, манометрические трубки, гибкие шланги, художественные изделия, музыкальные инструменты
Л80	79,0... 81,0	Ост.	0,03	0,1	0,005	0,002	0,01	0,3	α	Листы, ленты, проволока, радиаторные ленты, трубы теплообменников, детали, получаемые глубокой вытяжкой
Л70	69,0... 71,0	Ост.	0,05	0,07	0,002	0,002	-	0,2	α	Листы, ленты, проволока, радиаторные ленты, трубы теплообменников, детали, получаемые глубокой вытяжкой
Л68	67,0... 70,0	Ост.	0,03	0,1	0,005	0,002	0,01	0,3	α	Листы, ленты, проволока, фольга, профили, проволочные сетки, радиаторные ленты, трубы для теплообменников, детали, получаемые глубокой вытяжкой
Л63	62,0... 65,0	Ост.	0,07	0,2	0,005	0,002	0,01	0,5	$\alpha+\beta$	Листы, ленты, проволока; для изготовления винтов, гаек, болтов, шайб, прокладок, заклепок, деталей автомобилей, конденсаторных трубок, застежек-молний, деталей, получаемых глубокой вытяжкой
Л60	59,0... 62,0	Ост.	0,3	0,2	0,01	0,003	0,01	1,0	$\alpha+\beta$	Штампованные детали, трубные доски в холодильных установках, фурнитура, шайбы, толстостенные патрубки

¹ При температуре ниже 460 °С вместо β присутствует β' -фаза.

² В латунях марок Л96, Л90, Л80, Л70, Л68, Л63, Л60 допускается массовая доля никеля до 0,3% за счет массовой доли меди, которую не учитывают в сумме прочих элементов.

Физические свойства двойных деформируемых латуней приведены в табл. 13.33.

Таблица 13.33

Физические свойства деформируемых двойных латуней

Марка	Температура, °С		γ , кг/м ³	λ , Вт/(м·К)	c_p , Дж/(кг·К)	$\alpha \cdot 10^6$, К ⁻¹	ρ , мкОм·м, при T , °С		α при 20...1100°С, К ⁻¹
	ликвидус	солидус					20	1100	
Л96	1070	1055	8850	245	389	17,0	0,038	0,24	0,00231
Л90	1045	1025	8800	188	398	17,1	0,042	0,27	0,00186
Л85	1025	990	8750	152	398	18,7	0,047	0,29	0,0016
Л80	1000	965	8660	142	389	18,8	0,054	0,33	0,0015
Л70	950	915	8630	121	377	18,9	0,062	0,39	0,00148
Л68	938	909	8600	113	377	19,0	0,065	–	0,0015
Л63	910	900	8430	110	385	20,5	0,070	–	0,0017
Л60	895	885	8400	105	381	20,7	0,073	–	0,0025

Технологические свойства и режимы обработки двойных латуней представлены в табл. 13.34.

Таблица 13.34

Технологические свойства и режимы обработки двойных латуней

Марка	Температура, °С					Обрабатываемость резанием ¹ , %	Жидкотекучесть, мм	Линейная усадка, %	Коэффициент трения	
	литья	горячей деформации	начала рекристаллизации	полного отжига	отжига для уменьшения остаточных напряжений				со смазкой	без смазки
Л96	1160...1200	750...850	300	450...600	300	20	-	-	-	-
Л90	1160...1200	750...900	335...370	650...720	200	20	650	2,0	0,074	0,440
Л85	1150...1180	830...900	335...370	650...720	200	30	-	-	-	-
Л80	1160...1180	820...870	320...360	650...720	200	30	480	2,0	0,015	0,710
Л70	1100...1160	750...830	320...360	650...720	200	30	630	1,92	-	-
Л68	1100...1160	750...830	300...370	520...650	260...270	30	630	1,92	-	-
Л63	1060...1100	650...850	350...370 ²	660...670 ²	300 ²	40	650	1,77	0,012	0,390
Л60	1030...1080	730...820	350...370	660...670	-	45	600	1,97	0,012	0,450

¹ В % по отношению к обрабатываемости латуни ЛС 63-3.

² Кроме тонких лент.

Макроструктура слитков латуней, отлитых полунепрерывным способом литья, показана на рис. 13.35.

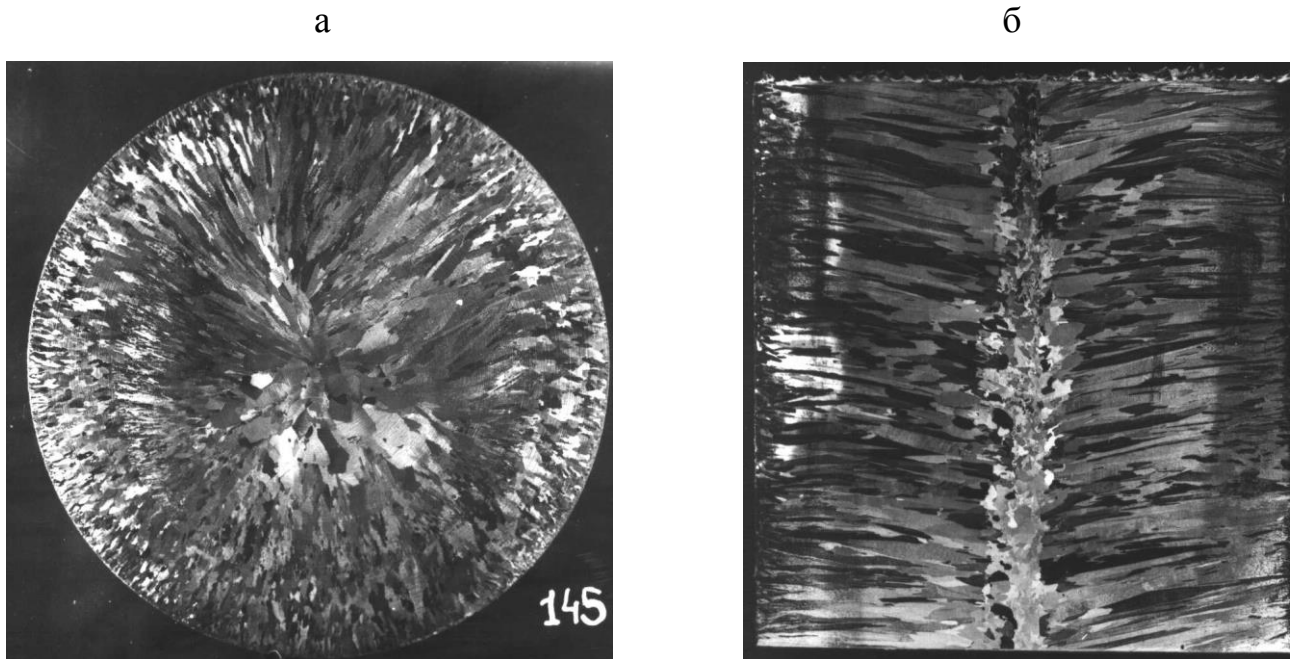


Рис. 13.35. Макроструктура слитка латуни Л63, отлитого полунепрерывным способом: а – поперечное сечение, б – продольное сечение

Для всех слитков характерна ярко выраженная зональность в строении, причем кристаллы столбчатой зоны растут перпендикулярно стенкам кристаллизатора. При достаточно большой скорости охлаждения эти кристаллы могут прорасти через толщину слитка, встречаясь в его центре (рис. 13.35). Эта зона часто называется поверхностью слабины, так как в ней наиболее ослаблена связь между отдельными зёрнами. Наличие поверхности слабины и недостаточной прочности самой столбчатой зоны приводит к «раскрытию» слитка при горячей прокатке и к образованию трещин по кромкам катаных полос (рис. 13.36).

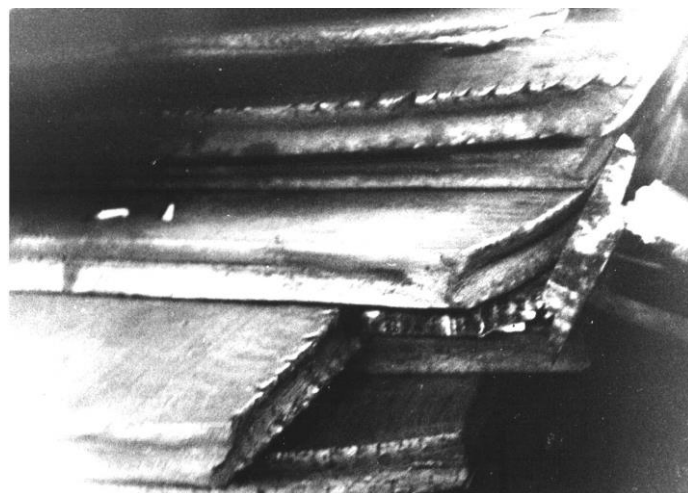


Рис. 13.36. Трещины по кромкам катаных полос из латуни марки Л63

В зависимости от содержания цинка латуни могут состоять из α , $\alpha+\beta$ и β -фаз (рис. 13.32). Видно, что двойные латуни (Л96, Л90, Л85, Л70, Л68) – это преимущественно сплавы с α -структурой. Обычно в структуре однофазных латуней, содержание цинка в которых близко к пределу растворимости (рис. 13.32), присутствует небольшое количество неравновесной β -фазы из-за медленно протекающих диффузионных процессов в медно-цинковых сплавах при низких температурах. Однако наблюдаемые в небольших количествах включения β -фазы не оказывают заметного влияния на свойства α -латуней.

Структура, т. е. состав фаз, размер и форма зерен, играет большую роль в технологическом процессе обработки латуней. Так, при прокатке, волочении и штамповке с глубокой вытяжкой предпочтительна мелкокристаллическая структура с величиной зерна 0,05 мм. Двухфазные латуни, в которых α -фаза расположена на основном фоне β -кристаллов в форме тонких игл, обладают большей пластичностью, чем латуни, в которых α -фаза выделилась в виде круглых мелких включений. Величина зерна, а следовательно, и свойства латуней зависят от технологических параметров литья, температуры отжига, степени деформации и продолжительности отжига. Чем выше температура отжига, тем быстрее протекает процесс рекристаллизации. Чем выше степень предшествующей холодной деформации, тем мельче получается зерно и тем ниже температура рекристаллизации.

Скорость рекристаллизации латуней в значительной степени зависит от их химического состава, а следовательно, от состава фаз. С увеличением содержания цинка температура начала рекристаллизации α -латуней снижается. При отжиге сильно деформированной двухфазной латуни рекристаллизация α -фазы начинается при температуре 300 °С. Однако β -фаза в этих условиях не изменяется, и рекристаллизация ее происходит при более высокой температуре. Следует отметить, что неполная рекристаллизация отрицательно влияет на пластичность.

Особенно сильное влияние на рекристаллизацию латуней оказывают примеси других металлов. В частности, примеси железа, никеля и других металлов значительно снижают скорость рекристаллизации.

Величина зерна в рекристаллизованных латунях характеризует их качество. На рис. 13.37 представлены эталоны для определения величины зерна в металлах и однофазных сплавах микроскопическим способом.

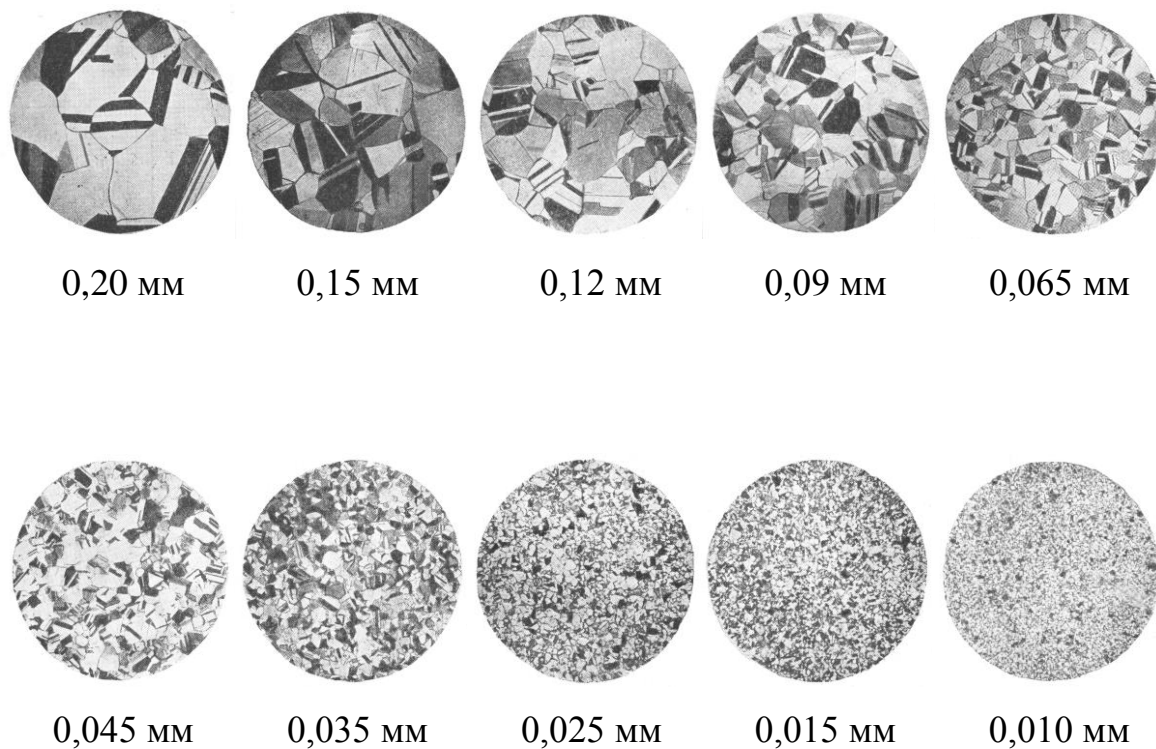


Рис. 13.37. Эталоны для определения величины зерна в металлах и однофазных сплавах (x100)

У латуней, так же как и у большинства технических цветных металлов и сплавов, в зоне средних температур (200...600 °С) в зависимости от состава наблюдается явление хрупкости («провал» пластичности). Это происходит главным образом под влиянием примесей (свинца, сурьмы, висмута и др.), образующих хрупкие межкристаллитные прослойки. С повышением температуры пластичность латуней вновь резко возрастает, что указывает на растворимость примесей при высоких температурах.

13. 3. 3. Влияние примесей на свойства латуней

Отрицательное влияние на механические и технологические свойства латуней оказывают легкоплавкие, весьма ограниченно растворимые в медно-цинковых сплавах в твердом состоянии примеси. Наиболее чувствительны к таким примесям однофазные α -латуни, так как образующиеся на границах зерен легкоплавкие включения резко ухудшают способность этих сплавов к горячей деформации. Примеси, находящиеся в твердом растворе и не образующие самостоятельных фаз, не оказывают отрицательного влияния на механические и технологические свойства латуней.

Алюминий как примесь не оказывает отрицательного влияния на свойства латуней. Более того, в латуни некоторых марок добавляют до 0,5% Al для уменьшения угара цинка: на поверхности расплава образуется защитная пленка из оксида алюминия, препятствующая испарению цинка.

Никель и марганец в незначительном количестве не оказывают существенного влияния на свойства латуней. Следует отметить, однако, что никель повышает температуру рекристаллизации латуней.

Железо очень мало растворимо в латунях в твердом состоянии и образует самостоятельную γ_{Fe} -фазу – железистую составляющую. Эта фаза ферромагнитна и резко изменяет магнитные свойства латуней. В связи с этим в латунях, применяемых для изготовления антимагнитных деталей, содержание железа ограничено до 0,03 мас. %. Железо задерживает рекристаллизацию латуней и измельчает зерно, что обуславливает значительное повышение механических и технологических свойств сплавов.

Кремний как примесь входит в твердый раствор, при этом улучшаются процессы пайки и сварки латуней, повышается стойкость против коррозионного растрескивания.

Висмут относится к наиболее вредным примесям, поскольку он практически нерастворим в медно-цинковых сплавах в твердом состоянии и образует на границах зерен легкоплавкую эвтектику, состоящую практически

из чистого висмута. Вследствие этого он вызывает горячеломкость, поэтому содержание висмута в латунях не должно превышать 0,02...0,03%.

Свинец весьма ограниченно растворим в сплавах системы медь–цинк в твердом состоянии. При затвердевании сплава свинец выделяется в элементарном виде и обнаруживается под микроскопом в виде мелких сферических включений по границам зерен. Он придает латуням горячеломкость, создает проблемы при деформации, поэтому содержание свинца в латунях ограничено 0,03 мас. %. Однако свинец улучшает некоторые технологические свойства латуней, прежде всего обрабатываемость резанием. В связи с этим в промышленности нашла широкое применение целая группа специальных латуней, в которых содержание свинца может превышать 1 мас. %.

Сурьма, так же как свинец и висмут, является вредной примесью в медно-цинковых сплавах. Она вызывает горячеломкость и хладноломкость при пластической обработке. Склонность латуней к коррозионному растрескиванию под влиянием сурьмы заметно увеличивается.

Сера обычно не встречается в латунях, но в ее присутствии механические свойства латуней резко снижаются.

Мышьяк растворим в латунях в твердом состоянии в количестве 0,1%. При повышенном содержании мышьяка латуни теряют свою пластичность вследствие образования хрупких прослоек As_2Zn по границам зерен, однако латуни с добавкой мышьяка представляют интерес при изготовлении деталей, работающих в морской воде. Мышьяк в количестве 0,025...0,06% при микролегировании предохраняет латуни от коррозионного растрескивания и обесцинкования при контакте с морской водой.

Фосфор незначительно растворяется в медно-цинковых сплавах в твердом состоянии. При затвердевании сплава он выделяется в виде отдельной составляющей с температурой плавления около 700 °С, повышая твердость и резко снижая пластичность латуней. Однако небольшое количество фосфора оказывает положительное влияние на латуни, повышая их механические свойства, измельчая зерно и увеличивая жидкотекучесть, но при

рекристаллизации деформированных латуней фосфор ускоряет рост зерна. Фосфор в качестве раскислителя медно-цинковых сплавов применять не следует, так как в условиях плавки латуней цинк является более энергичным раскислителем, чем фосфор или марганец, которые полностью должны остаться в латуни.

13.3.4. Механические и эксплуатационные свойства латуней

Закономерности изменения механических свойств латуней в зависимости от химического состава и структуры сплавов показаны на рис. 13.38.

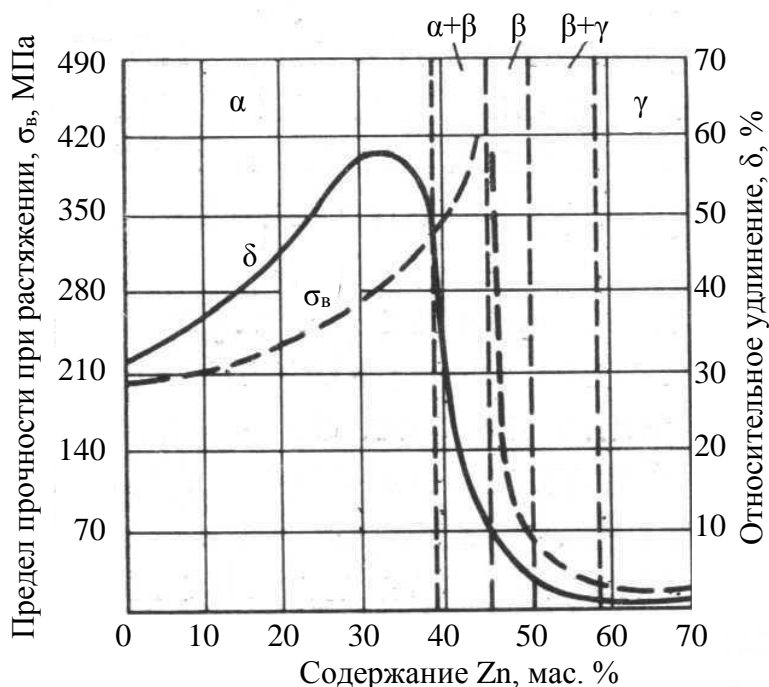


Рис. 13.38. Зависимость механических свойств латуней от содержания цинка

Однофазные латуни (Л96, Л90, Л85, Л80, Л70, Л68) после отжига (мягкое состояние) имеют $\sigma_B = 250 \dots 350$ МПа и $\delta = 45 \dots 60\%$, а двухфазные (Л63, Л60) — $\sigma_B = 400 \dots 450$ МПа и $\delta = 30 \dots 45\%$ (табл. 13.35).

Типичные механические свойства двойных латуней

Марка	Состояние	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	HB , МПа	E , ГПа	KCU , МДж/м ²
Л96	Мягкое	240	63	52	500	–	–
	Твердое	400	390	2	1300	114	2,2
Л90	Мягкое	260	110	45	520	–	–
	Твердое	500	–	4	1400	105	1,8
Л85	Мягкое	280	120	43	540	–	–
	Твердое	560	520	4	1300	110	–
Л80	Мягкое	310	130	52	600	–	–
	Твердое	640	540	5	1450	112	1,6
Л70	Мягкое	330	130	55	650	–	–
	Твердое	680	550	3	1500	110	1,7
Л68	Мягкое	330	135	55	650	–	–
	Твердое	700	550	3	1500	101	–
Л63	Мягкое	380	135	45	680	–	–
	Твердое	700	550	4	1550	116	1,4
Л60	Мягкое	400	–	42	650	–	–
	Твердое	700	–	3	1600	118	–

Прочность латуней может быть существенно повышена холодной пластической деформацией ($\sigma_b = 450 \dots 700$ МПа), при этом пластичность резко снижается ($\delta = 3 \dots 5\%$).

Однофазные α -латуни очень пластичны в горячем и холодном состоянии. Однофазные α -латуни при горячей деформации очень чувствительны к содержанию легкоплавких примесей, особенно Bi и Pb . В области составов α -фазы в системе $Cu-Zn$ с увеличением содержания цинка наблюдается повышение пластичности. Латунь Л68 наиболее пластична и особенно широко применяется для деталей, изготавливаемых из полуфабрикатов глубокой вытяжкой.

Двухфазные ($\alpha+\beta$)-латуни обрабатываются в горячем состоянии лучше, чем однофазные α -латуни. Это связано с тем, что нагрев под обработку давлением этих сплавов осуществляется в область существования высокопластичной β -фазы. Одна из самых распространенных марок двойных ($\alpha+\beta$)-латуней – Л63.

Суммарная степень холодной деформации латуней обусловлена определенным пределом, выше которого пластичность резко падает и

необходим промежуточный рекристаллизационный отжиг. Этот предел допустимой суммарной холодной деформации уменьшается с повышением содержания цинка в сплаве. Температуру отжига латуней выбирают на 250...350 °С выше температуры начала рекристаллизации. Для большинства марок промышленных сплавов она находится в пределах 450...700 °С.

На рис. 13.32 приведены оптимальные режимы отжига двойных латуней по результатам обобщения технологических рекомендаций, накопленных в отечественной и мировой практике.

Неполный отжиг латуней проводят в интервале температур 250...350 °С (рис. 13.32). Он применяется для уменьшения остаточных напряжений, которые могут приводить к так называемому «сезонному» растрескиванию латунных изделий. Этот вид коррозии присущ латуням с содержанием более 15% Zn и заключается в постепенном развитии межкристаллических трещин при одновременном воздействии напряжений (остаточных и приложенных) и специфических химических реагентов (например, растворы и пары аммиака, влажный серный ангидрид, различные амины и т. д.).

Обрабатываемость латуней резанием зависит от их фазового состава. При обработке однофазных α -латуней стружка получается длинной, наматывается на резец и качество обрабатываемой поверхности ухудшается. Двухфазные ($\alpha+\beta$)-латуни имеют лучшую обрабатываемость резанием, чем однофазные. С увеличением содержания твердой и хрупкой β -фазы в структуре латуней стружка получается более хрупкой и короткой и качество поверхности обрабатываемой детали повышается. Количественная оценка обрабатываемости резанием латуней определяется сравнением с латунью ЛС 63-3, обрабатываемость резанием которой принята за 100%. Так, например, обрабатываемость резанием однофазной α -латуни Л90 составляет 20%, а двухфазной Л60 – 45% по отношению к обрабатываемости латуни ЛС 63-3.

Латуни обладают хорошей коррозионной стойкостью в атмосфере городской и сельской местности, а также в условиях морского климата. Латуни, содержащие менее 15% Zn, по коррозионной стойкости близки к меди промышленной чистоты. Скорость коррозии в атмосферных условиях не

превышает 0,001 мм/год. Скорость коррозии латуней в пресной воде незначительна и при температуре 20°C составляет 0,0025...0,025 мм/год. Под воздействием минеральных кислот (азотная, серная) латуни интенсивно корродируют. Латуни весьма устойчивы в растворах щелочей (за исключением аммиака) и в концентрированных растворах нейтральных солей. Сероводород оказывает сильное корродирующее действие на латуни, однако латуни с повышенным содержанием цинка (свыше 30%) более устойчивы в среде сероводорода, чем медь и латунь с низким содержанием цинка.

Латуни, кроме общей коррозии, подвержены также особым видам коррозии: обесцинкованию и «сезонному» растрескиванию. Процесс обесцинкования наблюдается при контакте латуни с электропроводящими средами (кислые и щелочные растворы). В результате латуни становятся пористыми, на поверхности появляются красноватые пятна, ухудшаются механические свойства. Малые добавки мышьяка, фосфора и сурьмы повышают устойчивость латуней к этому виду коррозии.

«Сезонное», или межкристаллитное, растрескивание в латунях наблюдается при наличии в металле растягивающих напряжений и в результате воздействия соответствующей коррозионной среды (присутствие в атмосфере следов аммиака, сернистого газа, различных аминов, влажного диоксида углерода и других коррозионных агентов). Склонность к коррозионному межкристаллитному растрескиванию усиливается с увеличением содержания цинка. Для предотвращения коррозионного растрескивания полуфабрикаты и изделия из латуней с высоким содержанием цинка подвергают низкотемпературному дорекристаллизационному отжигу. При этом внутренние напряжения в значительной степени снимаются без заметного снижения прочностных свойств.

13. 3. 5. Многокомпонентные латуни

Общие сведения и область применения многокомпонентных латуней

В латуни кроме цинка для улучшения эксплуатационных свойств вводятся дополнительно алюминий, марганец, железо, никель, кремний, олово, свинец, мышьяк. Причем в состав сплава входят один из этих компонентов или несколько. Содержание каждого компонента, как правило, не превышает 5 мас. %. Марки, химический состав и область применения многокомпонентных латуней приведены в табл. 13.36, а основные сведения о свойствах и режимах обработки этих сплавов представлены в табл. 13.37 – 13.39.

Таблица 13.36

Химический и фазовый состав и назначение деформируемых многокомпонентных латуней

Марка	Основные компоненты, %				Примеси, %, не более ¹	Фазовый состав	Полуфабрикаты и область применения
	Cu	Zn	Pb	Другие легирующие компоненты			
ЛО 90-1	88,0...91,0	Ост.	–	0,2...0,7Sn	0,03Pb; 0,1Fe; 0,005Sb; 0,002Bi; 0,01P; прочие 0,2	α	Листы, ленты, проволока, детали конденсаторных труб, детали теплотехнической аппаратуры
ЛО 70-1	69,0...71,0	Ост.	–	1,0...1,5Sn	0,07Pb; 0,07Fe; 0,005Sb; 0,002Bi; 0,01P; прочие 0,3	α	Листы, ленты, прутки для приборостроения, трубы для конденсаторов и теплообменников в морском судостроении, трубы для коррозионно-активных жидкостей
ЛОМш 70-1-0,05	69,0...71,0	Ост.	–	1,0...1,5Sn 0,02...0,06As	0,07Pb; 0,1Fe; 0,005Sb; 0,002Bi; 0,01P; прочие 0,3	α	Трубы, морское судостроение, детали теплотехнической аппаратуры
ЛО 62-1	61,0...63,0	Ост.	–	0,7...1,1Sn	0,10Pb; 0,10Fe; 0,005Sb; 0,002Bi; 0,01P; прочие 0,3	α	Прутки, листы, полосы для приборостроения, трубы для конденсаторов и теплообменников и других деталей в морском судостроении, детали, контактирующие с бензином
ЛО 60-1	59,0...61,0	Ост.	–	1,0...1,5Sn	0,3Pb; 0,1Fe; 0,005Sb; 0,002Bi; 0,01P; прочие 1,0	$\alpha+\beta$	Прутки, проволока для сварки, судостроительная промышленность
ЛС 74-3	72,0...75,0	Ост.	2,4...3,0	–	0,1Fe; 0,005Sb; 0,002Bi; 0,01P; прочие 0,25	$\alpha+Pb$	Ленты, полосы, прутки, детали часового производства, втулки, детали автотракторной промышленности
ЛС 64-2	63,0...66,0	Ост.	1,5...2,0	–	0,1Fe; 0,005Sb; 0,002Bi; 0,01P; прочие 0,3	$\alpha+Pb$	Полосы, ленты, прутки для часового производства, полиграфические матрицы
ЛС 63-3	62,0...65,0	Ост.	2,4...3,0	–	0,1Fe; 0,005Sb; 0,002Bi; 0,01P; 0,10Sn; прочие 0,25	$\alpha+Pb$	Ленты, полосы, прутки для часового производства

Марка	Основные компоненты, %				Примеси, %, не более ¹	Фазовый состав	Полуфабрикаты и область применения
	Cu	Zn	Pb	Другие легирующие компоненты			
ЛС 59-1	57,0...60,0	Ост.	0,8...1,9	–	0,5Fe; 0,01Sb; 0,003Bi; 0,02P; 0,3Sn; прочие 0,75	$\alpha+\beta+\text{Pb}$	Листы, проволока, ленты, трубы, полосы, гайки, кольца, прокладки, ниппели, тяги, втулки
ЛС 59-1В	57,0...61,0	Ост.	0,8...1,9	–	0,5Fe; 0,01Sb; 0,003Bi; 0,02P; прочие 1,5	$\alpha+\beta+\text{Pb}$	Листы, проволока, ленты, трубы, полосы, гайки, кольца, прокладки, ниппели, тяги, втулки (для изделий неотвественного назначения)
ЛА 77-2	76,0...79,0	Ост.	–	1,7...2,5Al	0,07Fe; 0,01P; 0,07Pb; 0,005 Sb; 0,002Bi; прочие 0,3	α	Трубные доски для конденсаторов и теплообменников, стойких в морской воде, и другие детали морских судов
ЛАМШ 77-2-0,05	76,0...79,0	Ост.	–	1,7...2,5Al 0,020...0,06 As	0,1Fe; 0,01P; 0,07Pb; 0,005Sb; 0,002Bi; прочие 0,3	α	Трубные доски для конденсаторов и теплообменников, стойких в морской воде, и другие детали морских судов
ЛМц 58-2	57,0...60,0	Ост.	–	1,0...2,0Mn	0,5Fe; 0,01P; 0,1Pb; 0,005Sb; 0,002Bi; прочие 1,2	$\alpha+\beta$	Листы, полосы, прутки, проволока. Гайки, болты, арматура, другие детали машин
ЛК 80-3	79,0...81,0	Ост.	–	2,5...4,0Si	0,1Pb; 0,6Fe; 0,05Sb; 0,003Bi; 0,2Sn; 0,02P; 0,5Mn; 0,1Al; всего 1,5	α	Прутки, поковки, штампованные заготовки, коррозионно-стойкие детали машин
ЛН 65-5	64,0...67,0	Ост.	–	5,0...6,5Ni	0,03Pb; 0,15Fe; 0,005Sb; 0,002Bi; 0,01P; всего 0,3	α	Полосы, прутки, проволока, трубы, поковки, листы, ленты, манометрические трубки и конденсаторные трубы морских судов
ЛАН 59-3-2	57,0...60,0	Ост.	–	2,5...3,5Al 2,0...3,0Ni	0,5Fe; 0,01P; 0,1Pb; 0,005Sb; 0,003Bi; прочие 0,9	$\alpha+\beta^2$	Трубы, прутки, коррозионно-стойкие детали высокой прочности морских судов и электрических машин, в химическом машиностроении
ЛМцА 57-3-1	55,0...58,5	Ост.	–	2,5...3,5Mn 0,5...1,5Al	0,2Pb; 1,0Fe; 0,005Sb; 0,002Bi; 0,01P; всего 1,3	$\alpha+\beta$	Поковки, поршневые штанги, специальная арматура, детали морских и речных судов
ЛЖС 58-1-1	56,0...58,0	Ост.	0,7...1,3	0,7...1,3Fe	0,01Sb; 0,003Bi; 0,02P; всего 0,5	$\alpha+\beta+\text{Pb}+\gamma_{\text{Fe}}$	Прутки, детали, изготовленные механической обработкой
ЛАЖ 60-1-1	58,0...61,0	Ост.	–	0,7...1,5Al 0,75...1,50Fe 0,1...0,6Mn	0,01P; 0,40Pb; 0,005Sb; 0,002Bi; прочие 0,7	$\alpha+\beta+\gamma_{\text{Fe}}$	Трубы, прутки, подшипники скольжения, детали морских судов, приборостроения, шестерни, втулки и другие высокопрочные детали
ЛЖМц 59-1-1	57,0...60,0	Ост.	–	0,1...0,4Al 0,6...1,2Fe 0,5...0,8Mn 0,3...0,7Sn	0,01P; 0,2Pb; 0,01Sb; 0,003Bi; прочие 0,3	$\alpha+\beta+\gamma_{\text{Fe}}$	Листы, поковки, полосы, прутки, детали трения (кольца, втулки), вкладыши подшипников, детали морских судов и самолетов
ЛАНКМц 75-2-2,5-0,5-0,5	73,0...76,0	Ост.	–	1,6...2,2Al 0,3...0,7Mn 2,0...3,0Ni 0,3...0,7Si	0,1Fe; 0,01P; 0,05Pb; 0,005 Sb; 0,002Bi; прочие 0,5	α^3	Полосы, трубы, пружины, манометрические трубки

¹ В многокомпонентных латунях, кроме ЛАН 59-3-2, допускается массовая доля никеля до 0,5%, которая не входит в общую сумму прочих элементов, а засчитывается в счет массовой доли меди.

² Никель и алюминий растворяются в α и β -фазах и идут на образование алюминиево-никелевой составляющей (возможно, NiAl).

³ Легирующие элементы растворяются в α -фазе и идут на образование избыточных фаз (NiAl, Ni₂Si) и, возможно, фазы T (Ni₁₇Mn₆Si₇), которые имеют переменную растворимость в медно-цинковом растворе.

Таблица 13.37

Физические свойства деформируемых многокомпонентных латуней

Марка	Температура, °С		γ , кг/м ³	ρ , мкОм·м	λ , Вт/(м·К)	c_p , Дж/(кг·К)	$\alpha \cdot 10^6$, К ⁻¹
	ликвидус	солидус					
ЛО 90-1	1015	995	8800	0,054	126	378	18,4
ЛО 70-1	935	890	8580	0,072	91	377	19,7
ЛОМШ 70-1-0,05	935	890	8580	0,071	85	-	19,7
ЛО 62-1	906	885	8540	0,076	85	377	19,3
ЛО 60-1	900	880	8450	0,078	85	377	21,4
ЛС 74-3	965	–	8700	0,086	121	377	19,8
ЛС 64-2	910	855	8500	0,070	117	377	20,3
ЛС 63-3	905	885	8500	0,069	117	377	20,5
ЛС 60-1	900	885	8500	0,064	105	377	20,9
ЛС 59-1	895	885	8500	0,065	105	377	21,0
ЛС 59-1В	900	–	8500	0,065	105	377	20,6
ЛА 77-2	970	930	8330	0,075	105	377	18,3
ЛАМШ 77-2-0,05	970	–	8330	0,075	105	377	18,3
ЛМЦ 58-2	880	865	8500	0,108	70	377	21,2
ЛК 80-3	900	–	8600	0,20	42	377	17,0
ЛН 65-5	960	–	8650	0,146	59	377	18,6
ЛАН 59-3-2	956	892	8400	0,078	84	377	19,0
ЛМЦА 57-3-1	870	–	8100	0,121	67	390	21,0
ЛЖС 58-1-1	–	895	8400	0,07	109	377	20,4
ЛАЖ 60-1-1	904	–	8200	0,09	96	377	21,6
ЛЖМЦ 59-1-1	900	885	8500	0,093	84	377	22,0
ЛАНКМЦ 75-2-2,5-0,5-0,5	1000	940	8600	0,105	126	377	18,3

Таблица 13.38

Технологические свойства и режимы обработки деформируемых
многокомпонентных латуней

Марка	Температура, °С				Обрабатываемость резанием ¹ , %	Жидкотекучесть, мм	Линейная усадка, %	Коэффициент трения	
	литья	горячей деформации	полного отжига	отжига для уменьшения остаточных напряжений				со смазкой	без смазки
ЛО 90-1	1170...1210	850...900	650...720	–	30	850	2,05	0,013	0,45
ЛО 70-1	1150...1180	650...850	560...720	400...500	35	490	1,71	0,0082	0,3
ЛОМШ 70-1-0,05	1150...1180	650...850	560...720	400...500	–	–	–	–	–
ЛО 62-1	1060...1110	700...750	550...650	400...500	40	520	1,78	–	–
ЛО 60-1	1060...1110	760...800	550...650	–	40	520	1,78	–	–
ЛС 74-3	1120...1160	Не обрабатывается	600...650	–	80	–	2,2	–	–
ЛС 64-2	1060...1110	Не обрабатывается	620...670	–	90	–	2,2	–	–
ЛС 63-3	1060...1100	760...820 ²	620...650	–	100	–	2,0	–	–
ЛС 59-1	1030...1080	640...780	600...650	285	80	510	2,23	0,0135	0,17
ЛС 59-1В	1030...1080	640...780	600...650	–	80	510	2,23	0,0135	0,17
ЛА 77-2	1100...1150	720...770	600...650	300	30	–	2,0	–	–
ЛАМШ 77-2-0,05	1100...1150	720...770	600...650	300	30	–	2,0	–	–

Окончание табл. 13.38

Марка	Температура, °С				Обрабатываемость резанием ¹ , %	Жидкотекучесть, мм	Линейная усадка, %	Коэффициент трения	
	литья	горячей деформации	полного отжига	отжига для уменьшения остаточных напряжений				со смазкой	без смазки
ЛМц 58-2	1040...1080	680...730	600...650	–	22	830	1,45	0,012	0,32
ЛК 80-3	950...1000	750...850	500...600	–	30	800	1,7	–	–
ЛН 65-5	1100...1150	820...878 ³	600...650	300...400	30	–	1,6	0,008	0,2
ЛАН 59-3-2	1080...1120	700...750	600...650	350	15	470	1,55	0,01	0,32
ЛМцА 57-3-1	–	650...750	600...650	–	25	–	1,7	–	–
ЛЖС 58-1-1	–	–	600...650	–	70	–	–	–	–
ЛАЖ 60-1-1	–	600...800	600...650	–	30	–	1,7	–	–
ЛЖМц 59-1-1	1040...1080	680...730	600...650	–	25	830	2,14	0,012	0,39
ЛАНКМц 75-2-2,5-0,5-0,5	1140...1200	800...850	800...850 ⁴	–	20	520	1,68	–	–

¹ В % по отношению к обрабатываемости латуни ЛС 63-3.

² Температура прессования; другим видам горячей обработки латунь ЛС 63-3 не подвергается.

³ Температура прокатки, температура прессования составляет 750...800°С.

⁴ Термическая обработка: закалка с 780°С и старение при 500°С; закалка, деформация на 10% и старение при 450°С; закалка, деформация на 50% и старение при 350°С.

Таблица 13.39

Типичные механические свойства деформируемых многокомпонентных латуней

Марка	Состояние	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ, МПа	E, ГПа	KCU, МДж/м ²
ЛО 90-1	Мягкое	280	105	45	550	–	0,75
	Твердое	520	450	5	1480	105	–
ЛО 70-1	Мягкое	350	120	60	650	–	0,62
	Твердое	680	580	4	1500	105	–
ЛОМш 70-1-0,05	Мягкое	350	120	60	650	–	–
	Твердое	680	580	4	1500	102	–
ЛО 62-1	Мягкое	400	150	40	700	–	0,77
	Твердое	700	600	5	1450	105	–
ЛО 60-1	Мягкое	380	180	40	650	–	0,77
	Твердое	660	520	7	–	105	–
ЛС 74-3	Мягкое	350	100	50	550	–	–
	Твердое	650	540	3	1300	105	–
ЛС 64-2	Мягкое	350	120	55	550	–	–
	Твердое	650	540	5	1450	105	–
ЛС 63-3	Мягкое	380	125	42	650	–	–
	Твердое	680	500	5	1500	98	–
ЛС 59-1	Мягкое	400	140	45	750	–	0,5
	Твердое	650	520	5	1550	105	–

Окончание табл. 13.39

Марка	Состояние	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ, МПа	E, ГПа	KCU, МДж/м ²
ЛС 59-1В	Мягкое	390	130	45	750	–	–
	Твердое	650	520	5	1550	105	–
ЛА 77-2	Мягкое	380	140	50	680	–	2,0
	Твердое	680	–	8	1600	105	–
ЛАМш 77-2-0,05	Мягкое	380	145	50	690	–	–
	Твердое	680	–	8	1600	102	–
ЛМц 58-2	Мягкое	420	156	38	850	–	1,2
	Твердое	700	–	8	1750	100	–
ЛК 80-3	Мягкое	320	200	58	1000	–	–
	Твердое	650	–	4	1800	98	–
ЛН 65-5	Мягкое	400	170	65	650	–	–
	Твердое	700	600	4	1650	112	–
ЛАН 59-3-2	Мягкое	500	300	45	750	–	0,41
	Твердое	700	–	8	1700	100	–
ЛМцА 57-3-1	Мягкое	550	250	35	800	–	1,35
	Твердое	700	–	5	1650	104	–
ЛЖС 58-1-1	Мягкое	400	160	40	800	–	–
	Твердое	650	650	3	1650	106	–
ЛАЖ 60-1-1	Мягкое	420	180	50	800	–	–
	Твердое	680	–	9	1700	110	–
ЛЖМц 59-1-1	Мягкое	430	170	45	800	–	1,2
	Твердое	680	–	5	1700	106	–
ЛАНКМц 75-2-2,5-0,5-0,5	Закалка с 780 °С	540	224	48	–	–	–
	Закалка с 780 °С + +старение при 500 °С в течение 2 ч	700	466	25	–	–	–
	Закалка с 780 °С + +деформация 50% + +старение при 350 °С в течение 2 ч	1010	–	4	–	–	–

Комплексное легирование меди цинком и всеми вышеперечисленными компонентами позволяет добиться повышения временного сопротивления разрушению при растяжении, увеличения коррозионной стойкости, повышения антифрикционных свойств, кавитационной стойкости, обрабатываемости резанием, износостойкости и др.

Легированные элементы Al, Sn, Si, Mn, Ni растворяются в основных фазах латуней (α - и β -твердых растворах), увеличивают уровень прочностных свойств (σ_b и НВ) и несколько снижают относительное удлинение δ . Исключение составляют небольшие добавки железа и марганца (до 2...3%), которые повышают пластичность латуней. Некоторые легированные элементы (например, Al, Mn, Si, Ni) повышают коррозионную стойкость латуней, а, кроме того, повышают стойкость против коррозионного растрескивания.

Железо практически не растворяется в медно-цинковых сплавах в твердом состоянии и образует фазу γ_{Fe} – твердый раствор на основе железа. Фаза γ_{Fe} при кристаллизации латуней ЛАЖ 60-1-1 и ЛЖМц 59-1-1 образуется в виде первичных кристаллов, которые являются центрами кристаллизации и способствуют получению мелкозернистой структуры в слитках. Установлено, что частицы γ_{Fe} -фазы тормозят рост рекристаллизованных зерен при горячей пластической деформации и отжиге.

Свинец практически не растворяется в меди и располагается в зависимости от скорости охлаждения в объеме зерен или по их границам. Свинцовые латуни (ЛС 74-3, ЛС 63-3, ЛС 59-1 и др.) отлично обрабатываются при больших скоростях резания с образованием сыпучей стружки. Свинец также улучшает антифрикционные свойства латуней, но введение свинца приводит к снижению прочности.

Многокомпонентные латуни хорошо паяются мягкими и твердыми припоями, а также легче свариваются, чем медь. Они так же, как и двойные латуни с высоким содержанием цинка, склонны к самопроизвольному растрескиванию, особенно во влажной атмосфере. Для предотвращения растрескивания полуфабрикаты и изделия из них подвергают низкотемпературному отжигу (250...300 °С), при котором снижаются остаточные напряжения без уменьшения прочностных характеристик.

Для оценки фазового состава многокомпонентных латуней используют коэффициент замены цинка (коэффициент Гийе). Гийе установил, что введение в многокомпонентную латунь легирующих компонентов (кроме никеля) по воздействию на фазовый состав равноценно увеличению содержания в них цинка. Коэффициент Гийе (коэффициент замены цинка) показывает, какому содержанию цинка соответствует 1% (по массе) легирующего компонента по его влиянию на фазовый состав многокомпонентной латуни. Для важнейших элементов, вводимых в латуни, он имеет следующие значения:

Si	Al	Sn	Pb	Fe	Mn	Ni
10...12	4...6	2	1	0,9	0,5	-1,4

Для определения кажущегося (эффективного) по структуре цинка (X) пользуются формулой

$$X = \left[\frac{(A + \sum K_i C_i)}{(A + B + \sum K_i C_i)} \right] \cdot 100\% ,$$

где A – содержание цинка в сплаве, %;

B – содержание меди в сплаве, %;

C_i – концентрация i -го элемента, введенного в сплав, %;

K_i – коэффициент Гийе для i -го легирующего элемента.

Влияние различных легирующих элементов на положение границы между фазовыми областями α и $\alpha+\beta$ в районе температур 400...450 °С в системе Cu-Zn представлено на рис. 13.39, из которого видно, что только никель увеличивает растворимость цинка в меди и расширяет область α -твердого раствора. При увеличении содержания никеля в ($\alpha+\beta$)-латунях количество β -фазы уменьшается и при достаточно высоком его содержании вовсе исчезает и сплав становится однофазным (α -твердый раствор). Это соответствует содержанию 39% кажущегося количества цинка в сплаве.

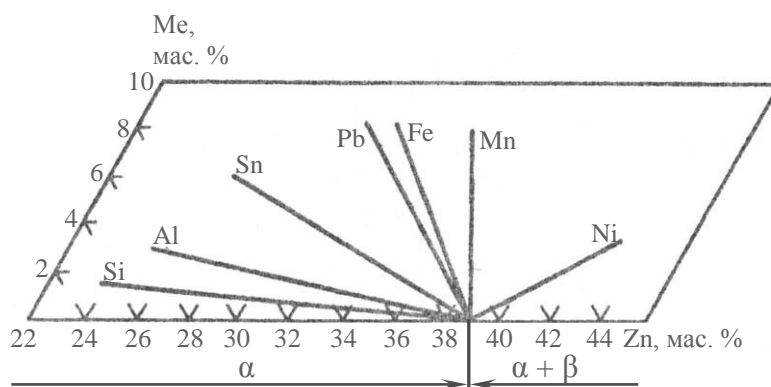


Рис. 13.39. Изотермы растворимости легирующих элементов в α -латуни при температуре 450 °С

Все остальные легирующие элементы уменьшают растворимость цинка в меди и сдвигают границу между фазовыми областями в сторону более низкого содержания цинка (в сторону медного угла). Наиболее сильно уменьшают растворимость цинка в меди и способствуют появлению β -фазы в многокомпонентных латунях кремний и алюминий (у этих элементов самые высокие коэффициенты Гийе). Железо и свинец практически нерастворимы в

медно-цинковых сплавах в твердом состоянии, поэтому коэффициенты Гийе для этих металлов близки к единице, а линии, разделяющие эти области на рис. 13.39, соответствуют границе раздела двухфазных областей с трехфазными: $\alpha+\gamma_{Fe}/\alpha+\beta+\gamma_{Fe}$ и $\alpha+Pb/\alpha+\beta+Pb$.

Алюминиевые латуни

Алюминиевые латуни характеризуются повышенными механическими свойствами и коррозионной стойкостью. Алюминий по сравнению с другими металлами оказывает наиболее сильное влияние на свойства латуней. На рис. 13.40 показаны изотермические разрезы медного угла диаграммы состояния системы Cu-Zn-Al. Из диаграммы видно, что граница насыщения области α -твердого раствора под влиянием алюминия резко сдвигается в сторону медного угла. При повышении содержания алюминия в структуре медно-цинковых сплавов появляются твердые и хрупкие кристаллы γ -фазы (Cu_5Zn_8) голубоватого цвета, присутствие которых повышает твердость и снижает пластичность латуней. В латунях, обрабатываемых давлением, содержание алюминия не выше 4%.

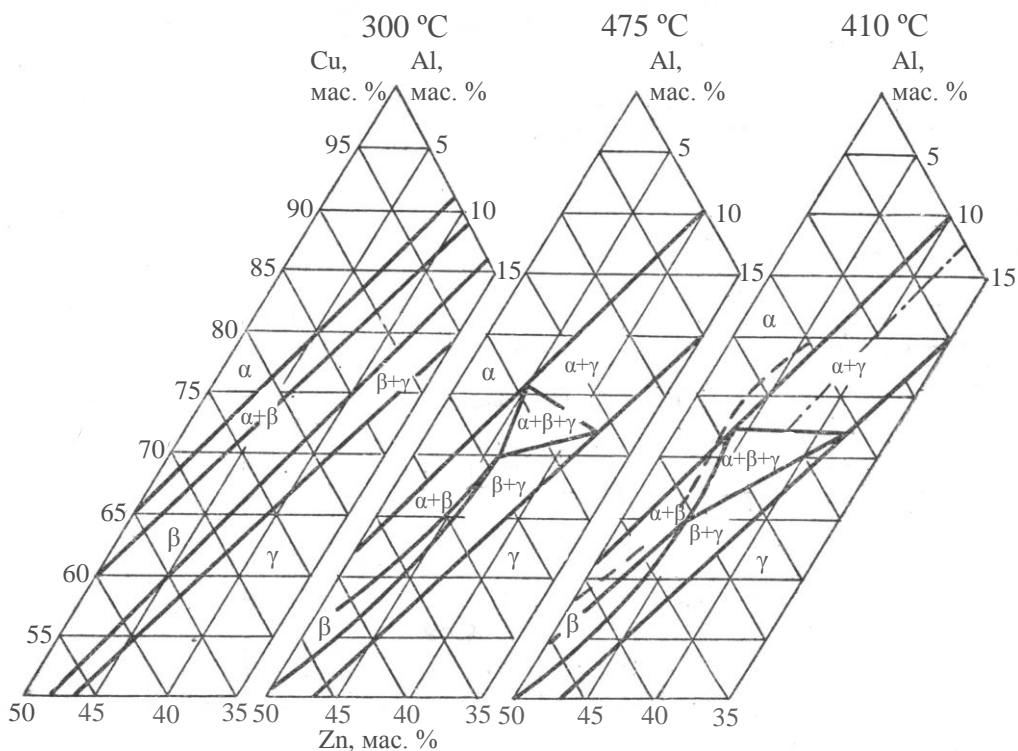


Рис. 13.40. Изотермические разрезы диаграммы состояния системы Cu-Zn-Al

Алюминиевые латуни – это, как правило, многокомпонентные латуни, в которые кроме алюминия входят другие элементы (табл. 13.36). Из трехкомпонентных сплавов Cu-Zn-Al наибольшее распространение получили богатые медью сплавы ЛА 85-0,5 и ЛА 77-2. Эти однофазные сплавы хорошо обрабатываются давлением в горячем и холодном состояниях.

Латунь ЛА 85-0,5 обладает золотистым цветом, высокой коррозионной стойкостью в атмосферных условиях, хорошими механическими свойствами. Химический состав этого сплава регламентируется ТУ 48-08-495 и ТУ 48-21-28. Высокая технологическая пластичность позволяет из латуни ЛА 85-0,5 изготавливать листы, полосы, ленту и тончайшим волочением проволоку малых сечений. Этот сплав является важнейшим заменителем золота при изготовлении знаков отличий, фурнитуры и других художественных изделий.

Латунь ЛА 77-2 отличается более высокими механическими свойствами, чем латунь ЛА 85-0,5, применяется главным образом в морском судостроении для изготовления конденсаторных труб. Латунь ЛА 77-2 коррозионно-стойкая и достаточно устойчива к ударной коррозии. Недостатком этого сплава является то, что он склонен к обесцинкованию и коррозионному растрескиванию в нагартованном состоянии. Для повышения коррозионной стойкости в однофазные алюминиевые латуни с содержанием цинка более 15% вводят небольшие добавки мышьяка. Например, латунь ЛАМш 77-2-0,05 содержит 0,02...0,6% As.

Алюминий совместно с железом и никелем вводят преимущественно в двухфазные ($\alpha+\beta$)-латуни (ЛАЖ 60-1-1 и ЛАН 59-3-2). Железо, как уже отмечалось выше, не растворяется в медно-цинковых сплавах в твердом состоянии и располагается в структуре в виде самостоятельной γ_{Fe} -фазы. Железо повышает технологическую пластичность при горячей обработке давлением, так как дисперсные частицы γ_{Fe} -фазы тормозят рост зерен при горячей деформации и отжиге и способствуют получению в полуфабрикатах мелкозернистой структуры.

Никель повышает коррозионную стойкость алюминиевых латуней, но несколько понижает их пластичность. Снижение пластичности латуни ЛАН 59-3-2, по всей вероятности, связано с присутствием в структуре дисперсных частиц интерметаллидной фазы NiAl.

Сложнолегированные латуни в большинстве своем являются термически неупрочняемыми сплавами. Однако комплексное легирование латуней привело к созданию сплавов с гетерогенной структурой, которые могут упрочняться термической обработкой.

Примером дисперсионно-твердеющего сплава является латунь ЛАНКМц 75-2-2,5-0,5-0,5. Эта латунь пока единственный дисперсионно-твердеющий сплав на основе системы Cu-Zn.

Кажущееся содержание цинка (около 30%), определенное с помощью правила Гийе, показывает, что матричной фазой этой латуни является α -твердый раствор. Закаленная с 850 °С латунь имеет однофазную структуру α -твердого раствора. Добавки алюминия, никеля и кремния образуют фазы NiAl и Ni₂Si, которые имеют переменную растворимость в медно-цинковом растворе. Максимум упрочнения латуни достигается на стадии низкотемпературного старения (400 °С) с выделением дисперсных частиц метастабильных фаз, в состав которых входят Al, Ni, Mn и Si, когерентных матрице. В закаленном состоянии сплав отличается высокой пластичностью ($\sigma_B = 540$ МПа, $\sigma_{0,2} = 220$ МПа, $\delta = 48\%$, $\psi = 60\%$), а после старения при 500 °С в течение 2 часов приобретает высокую прочность ($\sigma_B = 700$ МПа, $\sigma_{0,2} = 470$ МПа, $\delta = 25\%$, $\psi = 40\%$). Еще более высокие прочностные и упругие свойства достигаются после деформации в закаленном состоянии с последующим старением при температуре 400 °С в течение 2 ч (НТМО): $\sigma_B = 1030$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1010$ МПа, $\delta = 3,5\%$, $\psi = 11\%$.

Оловянные латуни

Особенностью латуней, содержащих олово, является их повышенная коррозионная стойкость в условиях пресной и морской воды, вследствие чего эти сплавы получили название «морских латуней». Оловянные латуни достаточно хорошо обрабатываются давлением в горячем и холодном состояниях. Из них изготавливают трубы для конденсаторов, прутки, полосы, ленты и листы для производства различных деталей, где требуется повышенная коррозионная стойкость. На рис. 13.41 показан изотермический разрез области диаграммы состояния системы Cu-Zn-Sn, имеющей практическое значение, из

которой видно, что олово незначительно влияет на изменение границ фазовых превращений. Следует отметить, что с повышением содержания олова в сплаве выделяется новая фаза – γ , которая обуславливает повышение твердости и снижение пластичности.

Латуни ЛО 90-1, ЛО 70-1 и ЛОМШ 70-1-0,05, содержащие около 10...30% цинка, находятся в области первичной кристаллизации α -твердого раствора, фазовые превращения отсутствуют, и поэтому структура сплава при комнатной температуре – α -твердый раствор.

Латуни ЛО 62-1 и ЛО 60-1 на диаграмме состояния находятся в области первичной кристаллизации β -фазы. При понижении температуры из-за увеличения растворимости цинка в меди в этих сплавах происходит фазовая перекристаллизация по схеме $\beta \rightarrow \alpha$. В латуни ЛО 62-1 при температуре 500 °С фазовая перекристаллизация завершается практически полностью и структура представлена в основном α -фазой (возможно присутствие лишь небольшого количества β -фазы). В латуни ЛО 60-1 фазовая перекристаллизация при температуре 500 °С $\beta \rightarrow \alpha$ не завершается и латунь оказывается двухфазной ($\alpha + \beta$).

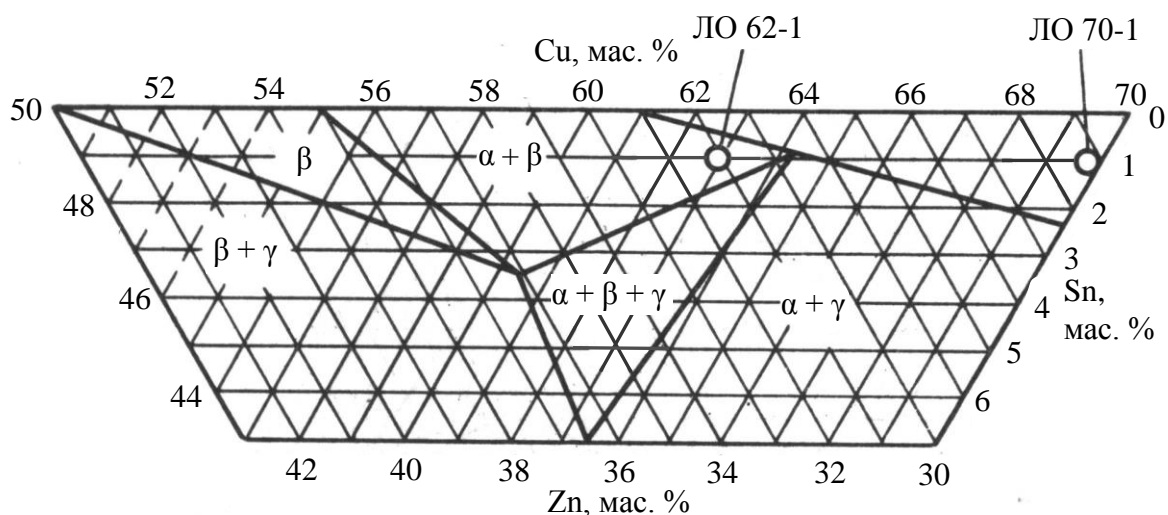


Рис. 13.41. Изотермический разрез диаграммы состояния системы Cu-Zn-Sn при температуре 500 °С

В системе Cu-Zn-Sn в результате различных эвтектоидных реакций в твердом состоянии образуются хрупкие интерметаллиды γ (Cu_3Sn) и δ ($\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$), которые ухудшают обрабатываемость латуней давлением в горячем и холодном состояниях. Считается, что небольшие включения δ -фазы в оловянных латунях появляются, начиная примерно с 2% олова, поэтому содержание олова в латунях ограничивается этой концентрацией.

Свинцовые латуни

Свинцовые латуни – это медно-цинковые сплавы, легированные свинцом. Добавки свинца улучшают обрабатываемость резанием и антифрикционные свойства латуни, поэтому они широко применяются для изготовления деталей, работающих на трение. Свинцовые α -латуни обрабатываются только в холодном состоянии. В горячем состоянии эти сплавы поддаются только прессованию при строгом соблюдении температурного режима. Свинцовые ($\alpha+\beta$)-латуни обрабатываются давлением и в горячем состоянии. Диаграмма состояния тройной латуни медь–цинк–свинец (изотермические разрезы при температурах 850, 400 и 20 °C) показана на рис. 13.42. Из диаграммы состояния видно, что свинец практически нерастворим в меди, медно-цинковом α -твердом растворе и во всех промежуточных фазах системы Cu-Zn, включая β (CuZn)-фазу, и не оказывает заметного влияния на изменение границ фазовых превращений. В этих сплавах свинец всегда присутствует как самостоятельная фаза.

Латунь ЛС 74-3 находится в области первичной кристаллизации α -твердого раствора тройной системы Cu-Zn-Pb. При комнатной температуре эта латунь имеет двухфазную структуру $\alpha+\text{Pb}$. Такую же структуру имеют латуни ЛС 64-2 и ЛС 63-3, несмотря на то, что при кристаллизации этих сплавов происходят фазовые превращения. Составы латуней ЛС 59-1 и ЛС 58-3 на изотермическом разрезе системы Cu-Zn-Pb при нормальной температуре находятся в трехфазной области $\alpha+\beta+\text{Pb}$, и их относят к двухфазным сплавам $\alpha+\beta$ с включениями свинца.

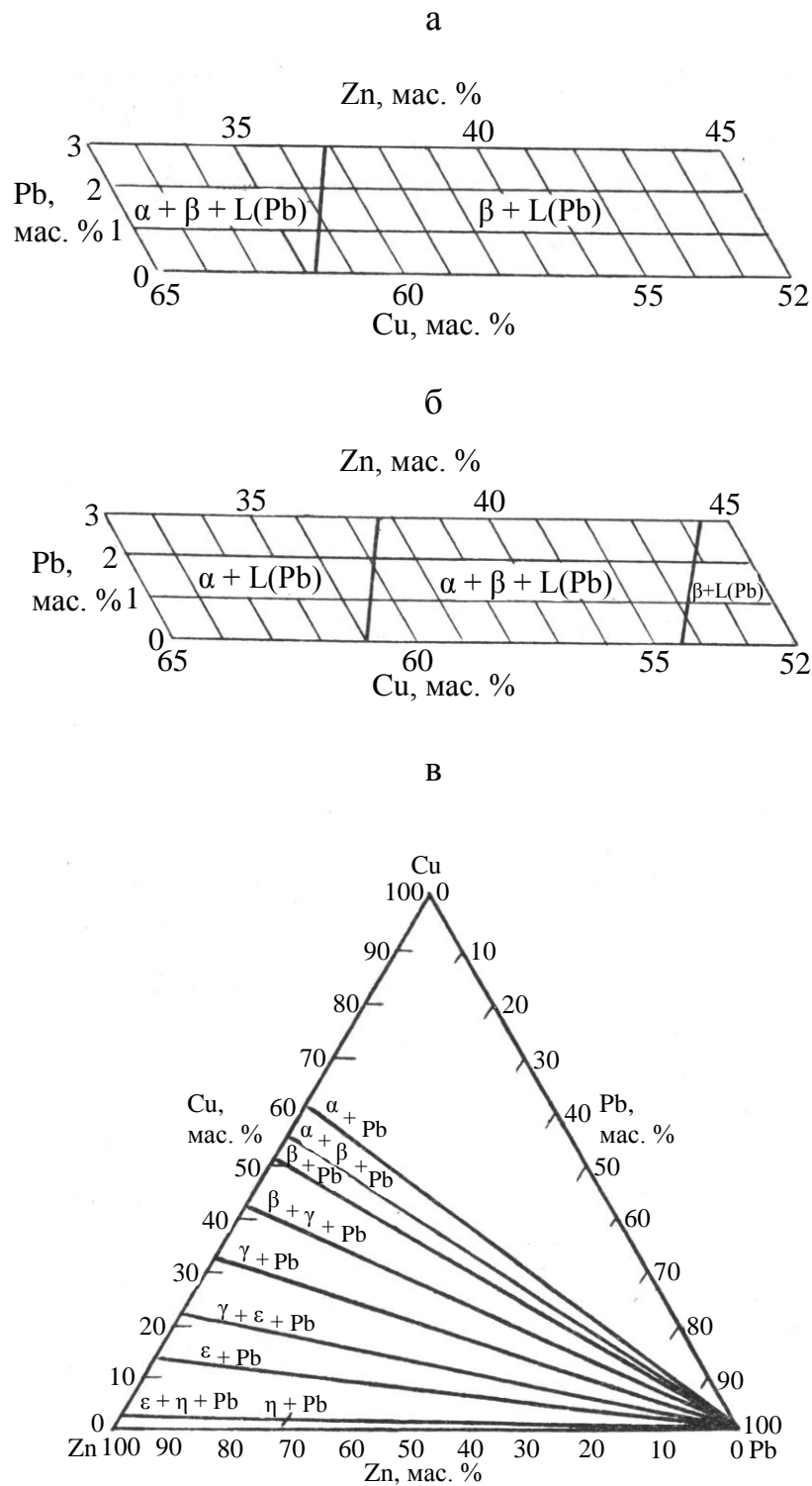


Рис. 13.42. Изотермические разрезы диаграммы состояния системы Cu-Zn-Pb при температуре 850 °C (а), 400 °C (б) и 20 °C (в)

Свинец в зависимости от условий кристаллизации свинцовых латуней расположен либо внутри зерна, либо по их границам. Свинцовые латуни прекрасно обрабатываются резанием с образованием сыпучей стружки, детали из них можно изготавливать на станках-автоматах при высоких скоростях резания.

Особенно высокие требования по однородности химического состава и микроструктуре (размерам и распределению частиц свинца, количеству и распределению β -фазы, а также размерам зерна α -фазы) предъявляются к латуням с высоким содержанием свинца (ЛС 63-3 и ЛС 58-3), предназначенным для изготовления мелких деталей в микротехнике. Латунь ЛС 63-3 нашла широкое применение в часовой промышленности, поэтому ее часто называют часовой латунью. Существует мнение, что содержание β -фазы в этих латунях не должно превышать 13% (по объему). При содержании β -фазы более 13% снижается коррозионная стойкость этих латуней; полагают, что β -фаза является концентратором напряжений и увеличивает склонность латуни к коррозионному растрескиванию. В этом случае размер зерна α -фазы должен находиться в пределах от 10 до 50 мкм при среднем диаметре частиц свинца 1...5 мкм. На рис. 13.43 представлена микроструктура латуни ЛС 63-3 с равномерным распределением β -фазы и свинца по сечению слитка, а количество β -фазы составляет 11...12%.



Рис. 13.43. Микроструктура свинцовой латуни ЛС 63-3

Включения нерастворимого свинца по границам зерен в α -латунях ЛС 74-3, ЛС 64-2, ЛС 63-3 не позволяют прокатывать эти сплавы в горячем состоянии, а в холодном состоянии обрабатываемость давлением у них хорошая. Двухфазная латунь ЛС 59-1 хорошо прокатывается в горячем состоянии. Это обусловлено тем, что за счет перекристаллизации ($\alpha \rightarrow \beta$) при нагреве включения свинца

находятся внутри зерен, а не на границе, как в α -латунях, и их оплавление при горячей деформации уже не так опасно. Наибольшее распространение получила латунь ЛС 59-1. Она обладает хорошими механическими свойствами (табл. 38), отлично переносит горячую обработку давлением, удовлетворительно холодную, отлично обрабатывается резанием, широко применяется во всех областях промышленности. Выпускается также латунь под маркой ЛС 59-1В, но с повышенным содержанием примесей.

Кремниевые латуни

Кремниевые латуни отличаются высокой коррозионной стойкостью в атмосферных условиях и морской воде и значительно более стойкие против коррозионного растрескивания, чем обычные латуни.

Кремний своеобразно влияет на структуру и свойства латуней. Он не только повышает механические свойства и коррозионную стойкость медно-цинковых сплавов, но и очень сильно изменяет фазовый состав и структуру сплавов. Из всех важнейших легирующих компонентов кремний имеет самый высокий коэффициент Гийе, равный 10...12. В связи с этим латуни даже с самым малым содержанием кремния имеют двухфазную ($\alpha+\beta$) структуру. Об этом свидетельствует диаграмма состояния Cu-Zn-Si, которая является основой для определения фазового состава сплавов.

С увеличением содержания кремния в сплаве в структуре кроме α - и β -фаз появляются твердые и хрупкие интерметаллидные фазы γ и/или ϵ , и чем выше содержание цинка, тем при меньшем содержании кремния появляются эти интерметаллидные фазы. Анализ показывает, что кремнистые латуни, содержащие 3% Si и до 20% Zn, обладают высокими прочностными свойствами и весьма пластичны в литом состоянии. Закономерность совместного влияния цинка и кремния на свойства и структуру латуней подтверждает зависимость механических свойств от содержания цинка при постоянной концентрации кремния в сплаве (рис. 13.44). Увеличение содержания цинка приводит к резкому падению пластических свойств из-за появления в структуре сплавов хрупких интерметаллидных частиц, поэтому сплавы, содержащие более 4% кремния и 20% цинка, не используются в качестве деформируемых.

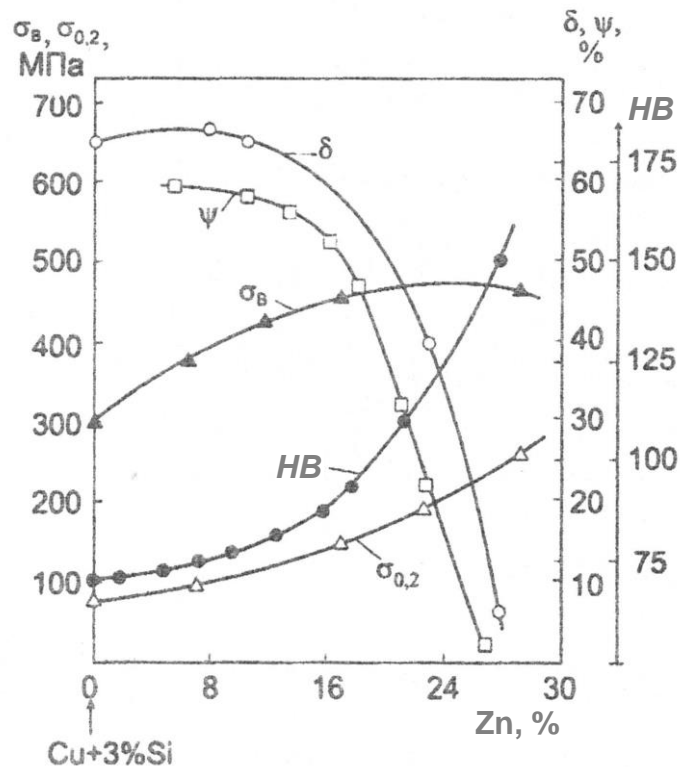


Рис. 13.44. Влияние содержания цинка на механические свойства кремниевых латуней с постоянным содержанием кремния 3%

Наибольшее применение в промышленности нашел сплав ЛК 80-3. При комнатной температуре структура этого сплава состоит из α -твердого раствора, а содержание кремния 2,5...4%, по-видимому, является предельным для сохранения однофазной α -структуры в сплаве. Латунь ЛК 80-3 отлично обрабатывается давлением в горячем и холодном состояниях, хорошо сваривается и паяется. Добавка кремния улучшает технологические свойства при литье (например, повышается жидкотекучесть) и антифрикционные свойства этого сплава.

Никелевые латуни

Никель является важным легирующим компонентом медно-цинковых сплавов. Он повышает механические и коррозионные свойства латуней, а также жаропрочность. Содержащие никель латуни более стойки к обесцинкованию и коррозионному растрескиванию. Никель в отличие от других легирующих компонентов имеет отрицательный коэффициент Гийе (-1,4), увеличивает растворимость цинка в меди в твердом состоянии и расширяет область

существования α -твердого раствора. На рис. 13.45 представлены изотермические разрезы диаграммы состояния Cu-Zn-Ni. Видно, что некоторые из двухфазных латуней введением добавок никеля можно перевести в однофазные. Значительный интерес представляет введение 2...3% Ni в латунь Л60. При этом многие неприятные явления, наблюдаемые при производстве изделий из латуни Л60 (строчечная структура, пониженная коррозионная устойчивость), не наблюдаются.

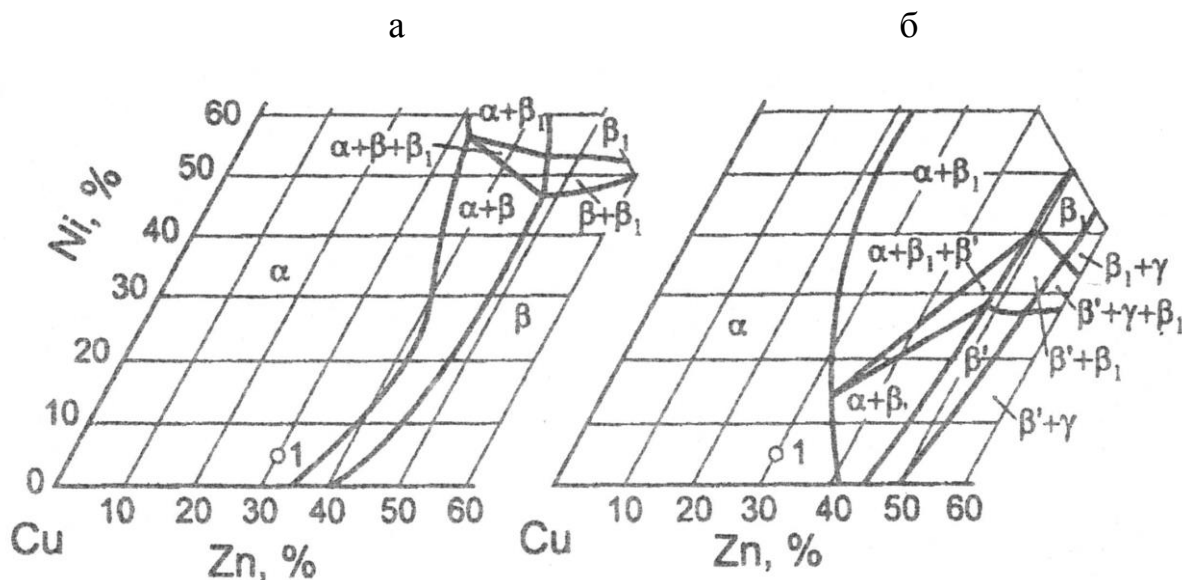


Рис. 13.45. Изотермические разрезы диаграммы состояния системы Cu-Zn-Ni при температуре 775 °С (а) и 20 °С (б)

Латунь ЛН 65-5 отличается повышенными механическими, коррозионными и технологическими свойствами, отлично обрабатывается давлением в горячем и холодном состояниях.

Необходимо отметить, что в латуни ЛН 65-5, подвергающейся горячей обработке давлением, особенно горячей свободной ковке, содержание свинца не следует допускать свыше 0,01%.

Улучшению свойств латуней способствует комплексное легирование их никелем совместно с другими элементами. В промышленности применяются латуни ЛАН 59-3-2, ЛАНКМц 75-2-2,5-0,5-0,5.

Марганцевые латуни

Марганцевые латуни являются довольно распространенными сплавами, особенно в сочетании марганца с алюминием и железом. Марганцевые латуни отличаются достаточно хорошими механическими свойствами, хорошо обрабатываются давлением в горячем и удовлетворительно в холодном состояниях. Марганец заметно повышает коррозионную стойкость латуней в морской воде, в среде хлоридов и перегретого пара. Наибольшее значение эти сплавы получили в судостроительной промышленности.

В медно-цинковых сплавах марганец растворяется в α - и β -фазах и мало влияет на положение границ двухфазной области $\alpha+\beta$ в тройной системе Cu-Zn-Mn.

Латуни ЛМц 58-2 и ЛМцА 57-3-1 имеют высокую прочность, высокую коррозионную стойкость в морской воде и других агрессивных средах. Обе латуни относятся к числу двухфазных ($\alpha+\beta$)-сплавов. Они хорошо обрабатываются в горячем состоянии, поскольку горячая обработка давлением осуществляется нагревом в однофазную область β -фазы. Об этом свидетельствует изотермический разрез диаграммы состояния системы Cu-Zn-Mn (рис. 13.46).

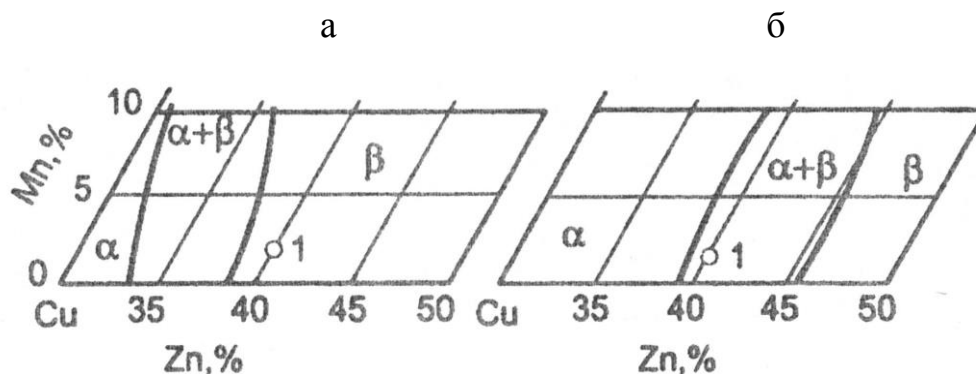


Рис. 13.46. Изотермические разрез диаграммы состояния системы Cu-Zn-Mn при 800 °C (а) и 400 °C (б); 1 – ЛМц 58-2

По фазовому составу и свойствам близка к этим сплавам латунь ЛЖМц 59-1-1, легированная железом и марганцем. Она относится к двухфазным ($\alpha+\beta$)-латуням, но благодаря добавкам железа в структуре этой латуни

наблюдаются дисперсные частицы железистой составляющей γ_{Fe} , которые измельчают зерно в литом состоянии и в полуфабрикатах. Эта латунь обладает повышенными механическими свойствами, коррозионной стойкостью в морской воде при обычных условиях, хорошо обрабатывается давлением в горячем состоянии.

В промышленности используется целая группа многокомпонентных специальных марганцевых латуней. Кремнемарганцевые латуни в отличие от других сплавов на медной основе стали применяться в отечественной промышленности сравнительно недавно. В основном их используют в качестве антифрикционных материалов. Из-за большой сложности систем Cu-Zn, легированных марганцем, кремнием, алюминием, железом, никелем, свинцом и другими элементами, они на сегодняшний день еще недостаточно изучены. Малая изученность кремнемарганцевых латуней является сдерживающим фактором для расширения области их применения в различных областях промышленности взамен дорогостоящих оловянных бронз.

В табл. 13.40 приведены марки и химический состав выпускаемых отечественными заводами ОЦМ латуней с повышенными прочностными, антифрикционными и другими специальными свойствами. Из таких сплавов изготавливают опорные пяты, сферические и плунжерные втулки, роторные диски и другие детали, определяющие технические характеристики, ресурс и надежность трансмиссии сельскохозяйственных машин. Из кремнемарганцевых латуней также делают кольца синхронизаторов коробок передач легковых автомобилей ГАЗ, ВАЗ, ЗАЗ. Приведенные примеры свидетельствуют о том, что благодаря своим достоинствам кремнемарганцевые латуни в основном применяются для изготовления ответственных и особо ответственных деталей, работающих в режиме трения. К этим деталям, в соответствии с их назначением, предъявляется ряд противоречивых требований, которые определяются комплексом следующих свойств: детали должны обеспечивать работоспособность коробки передач при ударных нагрузках; кроме того, материал, применяемый при их изготовлении, должен иметь высокий коэффициент трения и износостойкость.

Химический состав сложнолегированных латуней, %

Марка сплава	Основные компоненты								Примеси, не более
	Cu	Ni	Si	Al	Pb	Fe	Mn	Zn	
ЛМцКНС 58-3-1,5-1,5-1	56,5... 59,5	0,5... 2,5	1,0... 2,0	0,01... 0,5	0,25... 1,75	0,002... 0,05 Ca	2,0... 4,0	Ост.	0,35 Fe; всего 1,0
ЛАНКМц 75-2-2,5-0,5-0,5	73...76	2,0... 3,0	0,3... 0,7	1,6... 2,2	–	–	0,3... 0,7	Ост.	0,01 P; 0,05 Pb; 0,005 Sb; 0,002 Bi; всего 0,5
ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4	58...60	0,3... 0,5	–	2,0... 3,0	–	0,3... 0,7	3,0... 4,0	Ост.	0,2 Si; 0,2 Sn; 0,2 Pb; всего 0,5
ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1	69,5... 71,5	–	1,7... 2,5	4,7... 5,7	0,6... 1,2	1,4... 2,4	6,5... 7,5	Ост.	0,1 Sn; 0,1 Ni; всего 0,5
ЛМцАЖНК 60-3-2-0,3-0,3-0,3	59,5... 62	0,3... 0,8	0,3... 1,1	2,0... 3,2	0,2... 0,6	0,3... 0,7	3,0... 4,5	Ост.	0,2 Sn; всего 0,7
ЛМцА 58-2-1	57,5... 59	–	0,3... 0,8	0,7... 1,5	0,3... 0,9	0,1... 0,7	1,6... 2,4	Ост.	0,5 Sn; 0,5 Ni; всего 1,1
ЛМцСКА 58-2-2-1	57...60	–	0,5... 1,2	0,6... 1,2	1,5... 2,2	–	1,75... 2,5	Ост.	0,01 P; 0,6 Fe; 0,005 Sb; 0,002 Bi; всего 1,1

Из табл. 13.41, где приведены основные механические свойства сложнолегированных латуней в сравнении с известными антифрикционными сплавами на медной основе, видно, что прочностные и пластические свойства кремнемарганцевых латуней находятся на том же уровне, что и у оловянных и алюминиевых бронз.

Таблица 13.41

Механические свойства медных сплавов в прессованном состоянии

Марка сплава	σ_B , МПа	δ , %	<i>HB</i> , МПа
ЛМцСКА 58-2-2-1	450	6	1500
ЛМцКНС 58-3-1,5-1,5-1	450	16	1400
ЛМцАЖКС 70-7-5,5-2-2-1	630	6	1500...2000
ЛМцАЖН 60-3,5-2,5-0,5-0,4	750	6,5	1500...1900
ЛМцАЖНК 60-3-2-0,3-0,3-0,3	650	15	1300...1500
ЛАНКМц 75-2-2,5-0,5-0,5	880	8	2900
БрОФ 6,5-0,4	700...800	7,5...12	1600...2000
БрОЦС 4-4-2,5	550...650	2...4	1600...1800
БрАЖ 9-4	550	10...20	1600...2000

Все кремнемарганцевые латуни помимо меди и цинка содержат в своем составе большое количество легирующих элементов, таких как марганец, кремний, алюминий, железо, никель, свинец и других, которые существенно влияют на их прочностные, пластические и специальные свойства. Необходимое сочетание свойств в указанных сплавах обеспечивается легированной матрицей,

которая может состоять из одной, двух и более фаз, наличием интерметаллидов (силицидов переходных металлов IV периода) и выделениями свинца. Причем незначительное изменение состава (содержания основных легирующих компонентов) может вызвать изменение фазового строения и, следовательно, свойств.

Все легирующие элементы, входящие в состав латуней и содержащиеся в матричных фазах, по их влиянию на смещение границ фазовых превращений в системе Cu-Zn можно классифицировать как α -стабилизирующие, β -стабилизирующие и нейтральные. β -стабилизирующими добавками в латуни являются элементы, образующие в двойных сплавах с медью электронные соединения, либо фазы Лавеса. Эффективной β -стабилизирующей добавкой в латуни является магний, образующий в двойных соединениях как с медью, так и с цинком фазы Лавеса. α -стабилизирующими являются те элементы, которые образуют электронные соединения в двойных сплавах с цинком. Наиболее эффективные среди них никель и литий, образующие с цинком соответственно β - и γ -фазы, менее эффективный – марганец.

При рассмотрении кремнемарганцевых латуней необходимо учитывать тот факт, что часть легирующих элементов не растворяется в матрице сплава, а связывается и выделяется в виде интерметаллидов, которые повышают износостойкость материала. Например, кремний и марганец в сложнолегированных латунях образуют соединение Mn_5Si_3 . В латуни ЛАНКМц 75-2-2,5-0,5-0,5 дисперсионное упрочнение происходит в результате выделения таких интерметаллидных фаз, как $Ni_3(Si, Mn)$ (γ -фаза), $NiAl$ (β' -фаза), и $Mn_6Ni_{16}Si_7$ (Т-фаза). В кремнистых бронзах при добавлении марганца образуется силицид марганца, при введении никеля – фаза Ni_2Si , кобальта – Co_2Si , примеси железа также образуют силициды. И даже в простых свинцовых латунях иногда обнаруживают включения, которые состоят преимущественно из железа, кремния и марганца.

Показатели механических свойств зависят также от количества, равномерности распределения и дисперсности включений избыточных фаз в микроструктуре сплава.

Введение марганца в латунь, содержащую кремний и свинец, вызывает появление в ее структуре дисперсных частиц кристаллизационного происхождения, которые имеют глобулярную, плоскогранную и игольчатую форму. Исследование структуры, проведенное на установке Camebax, показало, что частицы соединений помимо марганца и кремния обогащены и железом, если его содержание в сплаве превышает 0,1%. Это может свидетельствовать о том, что в многокомпонентной латуни при определенной концентрации примеси железа образуется соединение, имеющее структуру Mn_5Si_3 , в которой часть атомов марганца замещена атомами железа.

В сплавах, содержащих 0,3% железа, в состав осадка, полученного путем растворения стружки в HNO_3 (1:1), входит не менее двух соединений, одно из которых соответствует фазе Mn_5Si_3 , а второе – Fe_5Si_3 . Авторы предполагают, что в зависимости от состава сплава и температуры могут возникать частицы соединений различной природы.

Металлографические исследования структуры латуни показали, что характер изменения фазового состава зависит от того, идет ли марганец на формирование включений Mn_5Si_3 или же на легирование твердого раствора: при введении марганца в латунь увеличение количества соединения Mn_5Si_3 происходит до определенного предела. Образование силицида заканчивается при отношении $Mn/Si=1,4$. Избыточное содержание марганца поступает в твердый раствор, в связи с чем объемное содержание β -фазы увеличивается. Образование в расплаве соединения Mn_5Si_3 приводит к обеднению твердого раствора кремнием и, следовательно, к увеличению соотношения α - и β -фаз.

На рис. 13.47 приведена зависимость механических свойств в латуни, легированной свинцом и кремнием, от содержания марганца. Увеличение содержания марганца приводит к разупрочнению латуни. Это связано с облегчением возникновения трещин на границе интерметаллид – твердый раствор. Повышение пластичности исследуемой латуни при введении марганца происходит в концентрационном интервале увеличения объемной доли интерметаллида Mn_5Si_3 . При этом чем выше содержание кремния в сплаве, тем больше необходимо марганца для достижения максимальной пластичности.

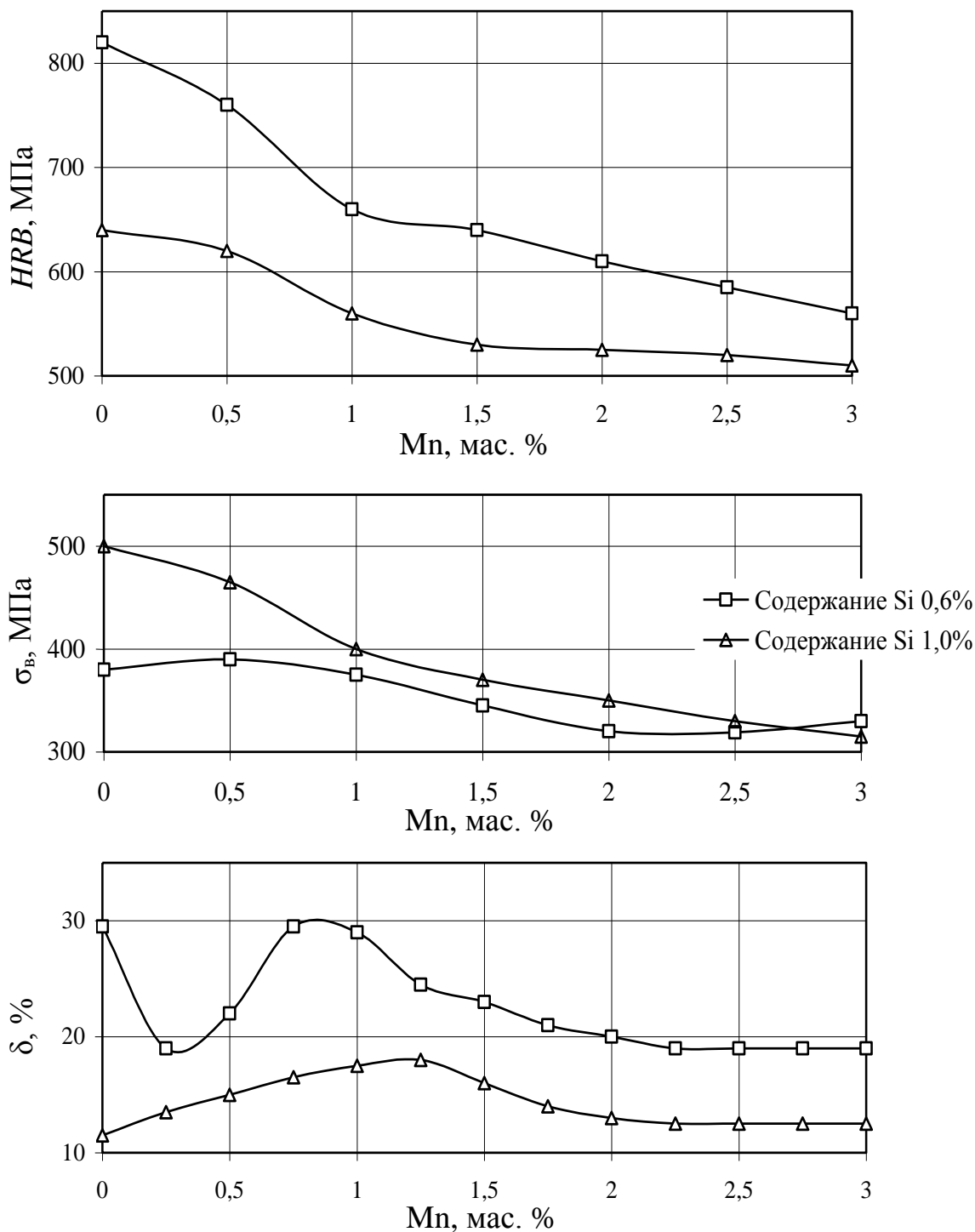


Рис. 13.47. Зависимость механических свойств латуни, легированной свинцом и кремнием, от содержания марганца

На рис. 13.48 представлен график изменения механических свойств кремнемарганцевой латуни в зависимости от содержания кремния. Видно, что концентрационные кривые прочностных свойств характеризуются наличием минимума. Причем с повышением содержания марганца минимум предела прочности, вызываемый введением кремния, сдвигается к большим концентрациям кремния, а эффект разупрочнения увеличивается.

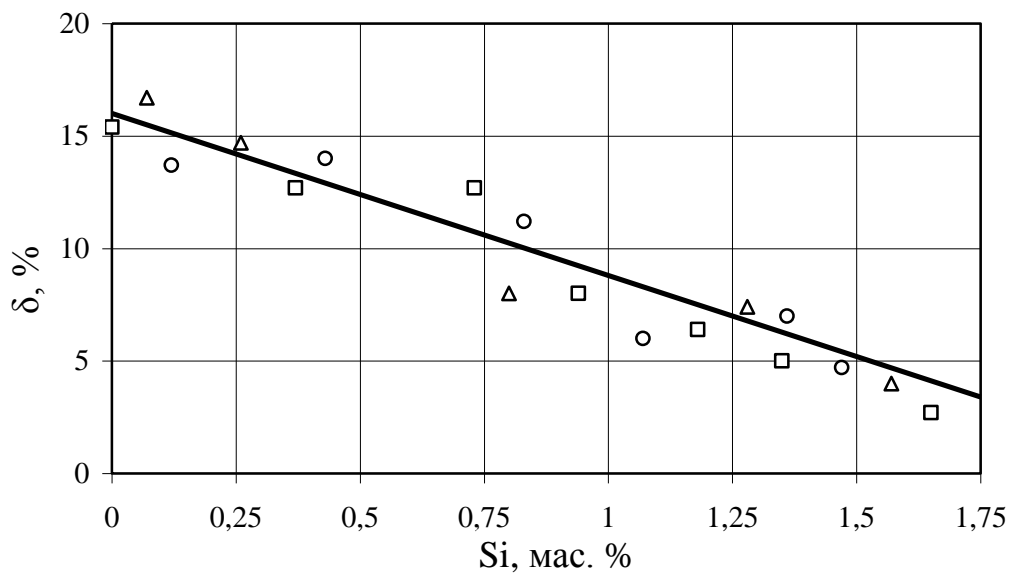
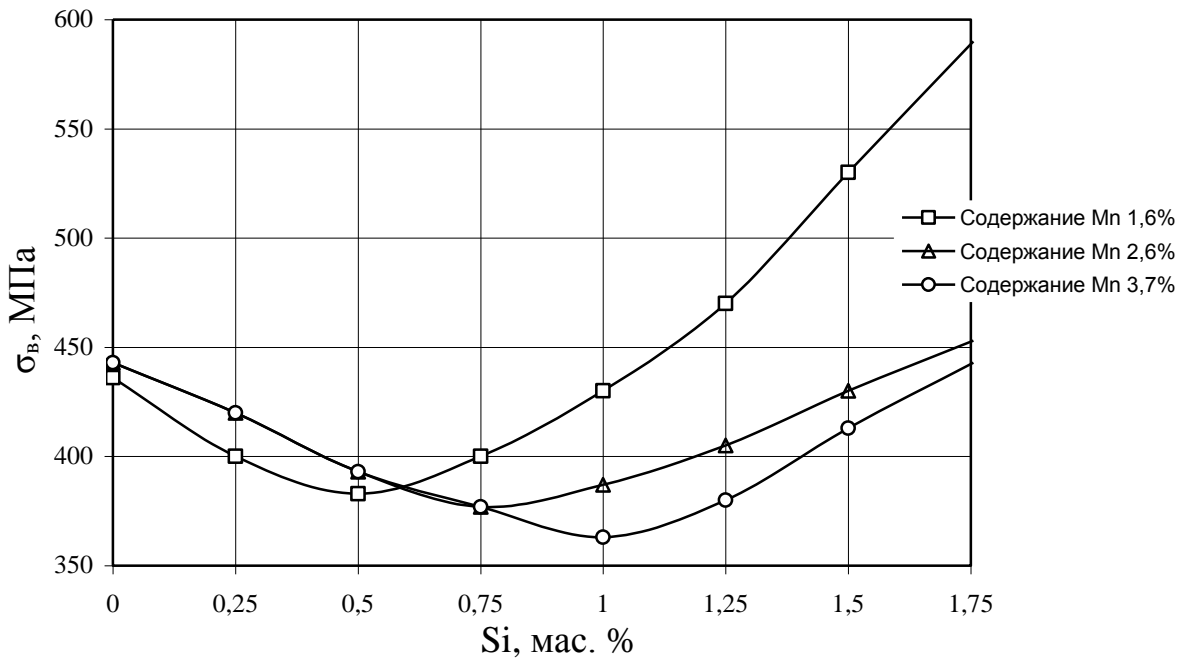
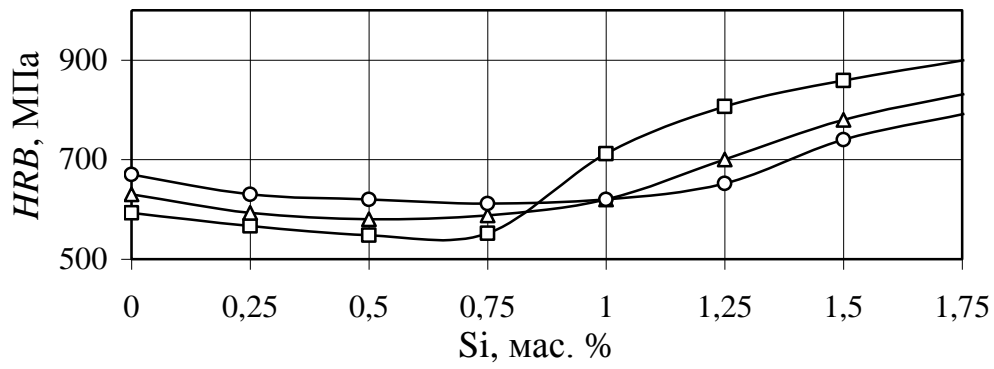


Рис. 13.48. Влияние содержания кремния на механические свойства сложно-легированной латуни

О сложном характере изменения состава твердого раствора при увеличении содержания кремния в сплаве свидетельствует уменьшение, а затем увеличение периода решетки β -фазы (рис. 13.49). Если уменьшение периода решетки β -фазы определяется изменением концентрации марганца в твердом растворе, то его увеличение вызывается растворением кремния. Минимальному значению периода решетки β -фазы соответствует максимум зависимости электропроводности.

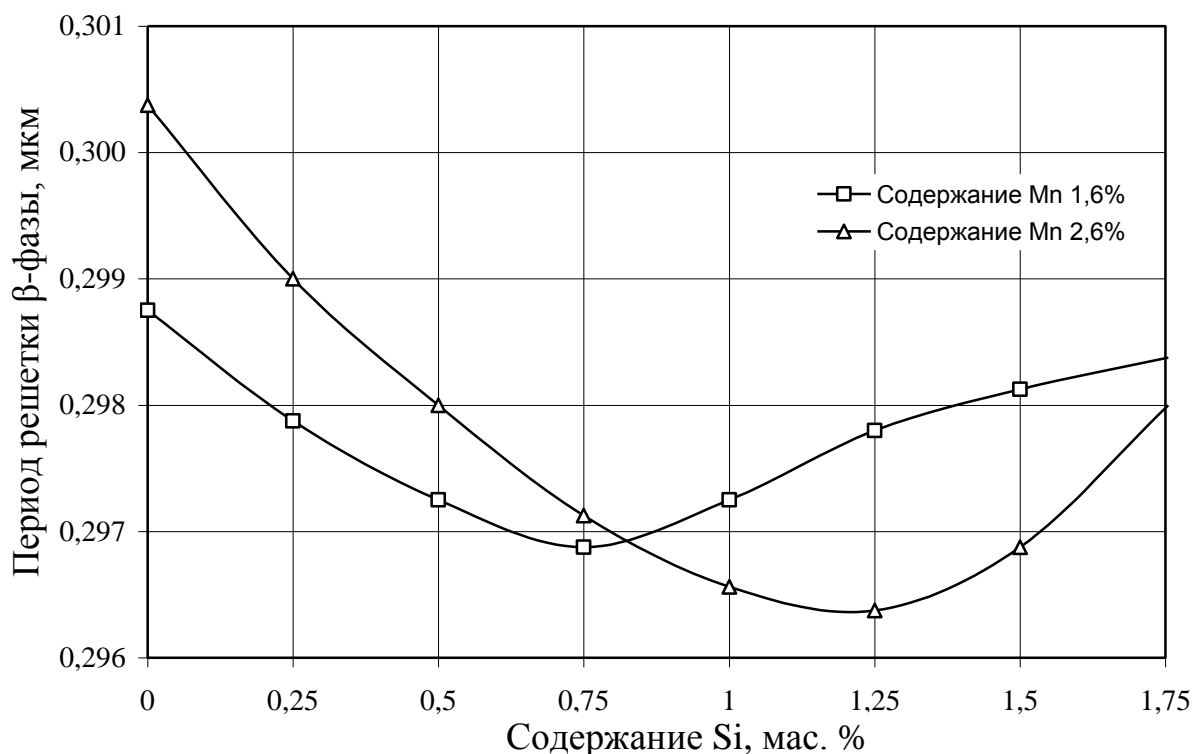


Рис. 13.49. Зависимость периода решетки β -фазы сложнелегированной латуни от содержания кремния

Установлено, что в сплавах с 0,45% железа и 0,25...0,70% марганца при введении кремния в количестве 0,1...0,5% объем частиц интерметаллидов увеличивается значительно быстрее, чем в сплавах с 0,15% железа. Под влиянием железа различие механических свойств сплавов при добавках кремния становится еще более значительным. С увеличением содержания железа максимум электропроводности наблюдается при меньшем соотношении Mn : Si, но при постоянном содержании железа в латуни с максимальной электропроводностью отношение Mn:Si – величина постоянная. Следовательно, с увеличением содержания железа уменьшается количество марганца, необходимое для образования структурной составляющей серого цвета. Если

содержание железа в латуни составляет 0,6% и более, то кристаллизация интерметаллидов происходит при отсутствии марганца. Определение состава частиц структурной составляющей серого цвета показало, что помимо меди и цинка она содержит железо (~ 80%), кремний (~ 7%) и марганец (~ 2%).

Кремнемарганцевые латуни, отличающиеся друг от друга содержанием основных и легирующих компонентов, имеют не только различное количество α - и β -фаз, но и различный химический состав фаз, который определяется содержанием легирующих элементов, не пошедших на образование интерметаллидов. Изучив механические свойства сплавов разного химического состава, Курбаткин И. И. и другие показали, что наибольшее влияние на прочностные характеристики оказывает соотношение α - и β -фаз в сплаве, а также степень их легирования. Например, увеличение количества β -фазы в материале приводит к росту прочностных характеристик. Так, временное сопротивление разрушению при растяжении σ_B повышается на 200...300 МПа при изменении на 30% количества β -фазы, а твердость по Бринеллю НВ – на 340...540 МПа.

По данным металлографического анализа, морфология интерметаллидной фазы определяется видом обработки материала. В литом состоянии интерметаллидная фаза имеет вытянутую стержнеобразную форму с длиной стержней 35 мкм, в поперечном сечении – огранку, близкую к гексагональной, и размеры 2...10 мкм. В процессе горячего прессования происходит ориентация интерметаллидов вдоль направления прессования и их дробление. Дальнейшая холодная деформация приводит к растрескиванию частиц, и, как показали исследования, это может быть причиной образования микротрещин в матрице сплава, количество последних, в свою очередь, зависит от свойств матрицы.

В результате холодной обработки давлением интерметаллидная фаза Mn_5Si_3 , являющаяся весьма твердой и хрупкой, может выкрашиваться в виде мелких осколков, что приводит к образованию крупных пор и пустот, которые являются источником возникновения макротрещин в материале. Это приводит к тому, что материал практически не обрабатывается при холодной деформации, имея очень низкую пластичность.

13. 4. Медно-никелевые сплавы

13. 4. 1. Общая характеристика медно-никелевых сплавов

Сплавы меди с никелем отличаются хорошими механическими свойствами, коррозионной стойкостью, особыми электрическими свойствами, хорошо обрабатываются давлением в горячем и холодном состояниях. Никелевые и медно-никелевые сплавы по механическим, физическим и эксплуатационным свойствам можно разделить на следующие основные группы: конструкционные (коррозионно-стойкие), сплавы сопротивления и сплавы с особыми свойствами. К первой группе относят монель-металл, мельхиор, нейзильбер, а также никель технический, никель марганцевый, ко второй группе – хромель, алюмель, копель и сплавы для компенсационных проводов, отличающиеся большой электродвижущей силой и высоким удельным электросопротивлением при малом температурном коэффициенте электросопротивления. Третья группа сплавов – нихромы, отличающиеся высокой жаропрочностью и жаростойкостью и применяющиеся для изготовления электронагревательных приборов и электрических печей.

Большинство медно-никелевых сплавов – это высоколегированные твердые растворы на основе меди и никеля с небольшим количеством других элементов (железа, марганца, алюминия, цинка). Однако именно медь и никель определяют свойства медно-никелевых сплавов.

Никель относится к переходным металлам и в Периодической системе элементов располагается в VII А подгруппе, имеет порядковый номер 28 и атомную массу 58,7. Медь имеет следующий за никелем порядковый номер и атомную массу 63,564. Никель и медь кристаллизуются в кубической гранецентрированной решетке (ГЦК) с периодом, равным 0,35239 нм, их атомные диаметры близки и равны соответственно 0,248 и 0,256 нм, а плотность никеля (8897 кг/м³) почти такая же, как у меди (8940 кг/м³). Для сравнения физических свойств меди и никеля в табл. 13.42 приведены их значения.

Физические свойства меди и никеля

Свойство	Медь марки М1	Никель марки НП2
Атомный номер	29	28
Атомная масса	63,54	58,70
Атомный диаметр, нм	0,256	0,248
Период решетки при 20°C, a , нм	0,36074	0,35239
Плотность при 20°C, γ , кг/м ³	8940	8897
Температура, °C: плавления $T_{пл}$ кипения T_k	1084 2560	1455 2822
Теплота, кДж/кг: плавления испарения	208 6340	302 6374
c_p при 20 °C, Дж/(кг·K)	375	450
$\alpha \cdot 10^6$ при 20...100 °C, K ⁻¹	16,8	13,5
λ при 20 °C, Вт/(м·K)	390	88,5
$\rho \cdot 10^8$ при 20 °C, Ом·м	1,724	6,84
$\alpha' \cdot 10^3$ при 0...100 °C, K ⁻¹	4,3	5,8
E , ГПа	125	203
G , ГПа	46,4	73

Из таблицы видно, что температура плавления и скрытая теплота кристаллизации никеля значительно выше, чем у меди. Удельная электро- и теплопроводность значительно меньше, чем у меди. Модули упругости у никеля выше, а температурный коэффициент линейного расширения значительно ниже, чем у меди. Все это указывает на более высокую прочность связей между атомами в кристаллической решетке никеля. Никель в отличие от меди ферромагнитен.

Оптические свойства меди и никеля различны. Чистый никель – металл серебристого цвета. При увеличении концентрации никеля в медно-никелевых сплавах их цвет изменяется от розовато-красного, характерного для меди, до серебристо-белого.

Механические свойства никеля выше, чем у меди. Медь и никель, как и другие технические металлы с ГЦК-решеткой, имеют высокую пластичность и ударную вязкость в литом и отожженном состояниях. При холодной пластической деформации оба эти металла заметно упрочняются, но при этом

снижается их относительное удлинение. Медь и никель не охрупчиваются при отрицательных температурах. Все эти важные свойства обоих металлов присущи медно-никелевым сплавам, что делает их превосходными конструкционными материалами. В табл. 13.43 приведены механические свойства медно-никелевых сплавов при комнатной и отрицательной температурах.

Таблица 13.43

Механические свойства медно-никелевых сплавов при комнатной и отрицательных температурах

Сплав	Температура испытания, °С	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU , МДж/м ²
Cu-10% Ni	20	320	180	37	68	1,0
	-196	450	230	46	50	1,1
Cu-20% Ni	20	360	200	26	78	1,3
	-180	520	230	36	72	1,5
Cu-30% Ni	20	380	200	52	81	1,8
	-196	590	220	62	72	1,8

Примечание. Механические свойства определялись на отожженных (мягких) образцах.

Никель отличается более высокой коррозионной стойкостью, чем медь, благодаря образованию на его поверхности прочной окисной пленки. Он устойчив в пресной и морской воде, но минеральные кислоты (особенно азотная и азотистая) сильно действуют на него. Серная кислота является менее агрессивной для никеля, чем для меди. Щелочные и нейтральные растворы солей (карбонаты, нитраты, сульфаты, хлориды) на никель влияют незначительно даже при нагревании. В концентрированных растворах щелочей никель устойчив даже при высоких температурах, он более стоек, чем медь, в аммиачных средах.

Медно-никелевые сплавы обладают более высокой коррозионной стойкостью, чем медь и другие сплавы на основе меди, благодаря образованию на поверхности прочной оксидной пленки, обладающей хорошими защитными свойствами. Одним из главных преимуществ этих сплавов является устойчивость против коррозионного растрескивания под действием аммиака. В

связи с этим медно-никелевые сплавы применяются для изготовления труб для конденсаторов и теплообменников. Медно-никелевые сплавы подвержены только действию поверхностной коррозии.

Сухие газы (галогены) и углекислый газ при комнатной температуре на медно-никелевые сплавы не действуют, но с повышением температуры скорость коррозии их заметно увеличивается. В органических кислотах и щелочах медно-никелевые сплавы корродируют незначительно, а в минеральных кислотах – наоборот.

В расплавленных металлах (олово, свинец, цинк, алюминий) медно-никелевые сплавы легко разрушаются.

По износостойкости медно-никелевые сплавы занимают промежуточное положение между медью и никелем. Медь с никелем образуют непрерывные твердые растворы. На рис. 13.50 показана диаграмма состояния системы медь–никель, а на рис. 13.51 представлено влияние содержания никеля на механические свойства медно-никелевых сплавов.

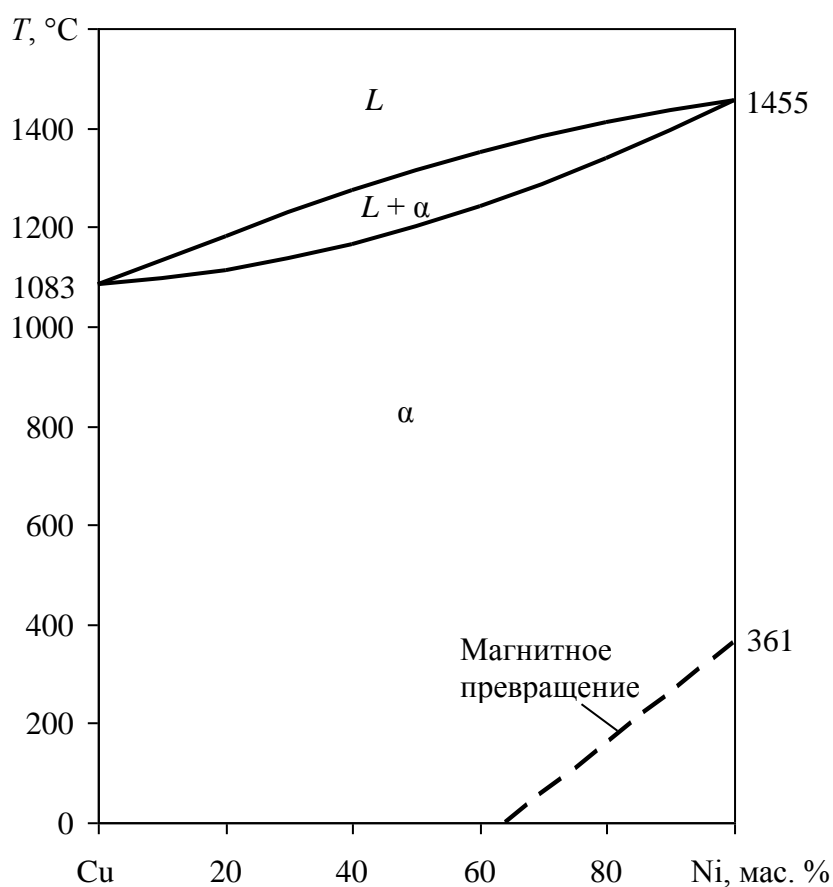


Рис. 13.50. Диаграмма состояния системы медь–никель

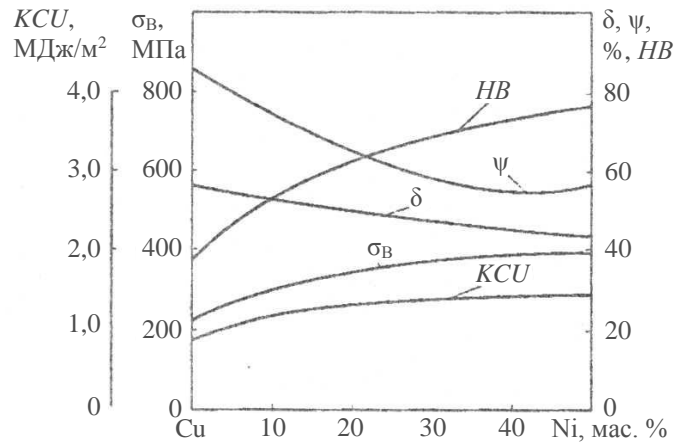


Рис. 13.51. Влияние никеля на механические свойства медно-никелевых сплавов

Видно, что никель существенно упрочняет медь, максимальное значение σ_B и НВ имеют сплавы с содержанием никеля 50%. Сплавы этого же состава имеют примерно в 30 раз большее удельное электрическое сопротивление ρ , самые высокие значения ТЭДС, в десятки раз меньшую теплопроводность λ и практически нулевой температурный коэффициент электросопротивления α' (рис. 13.52).

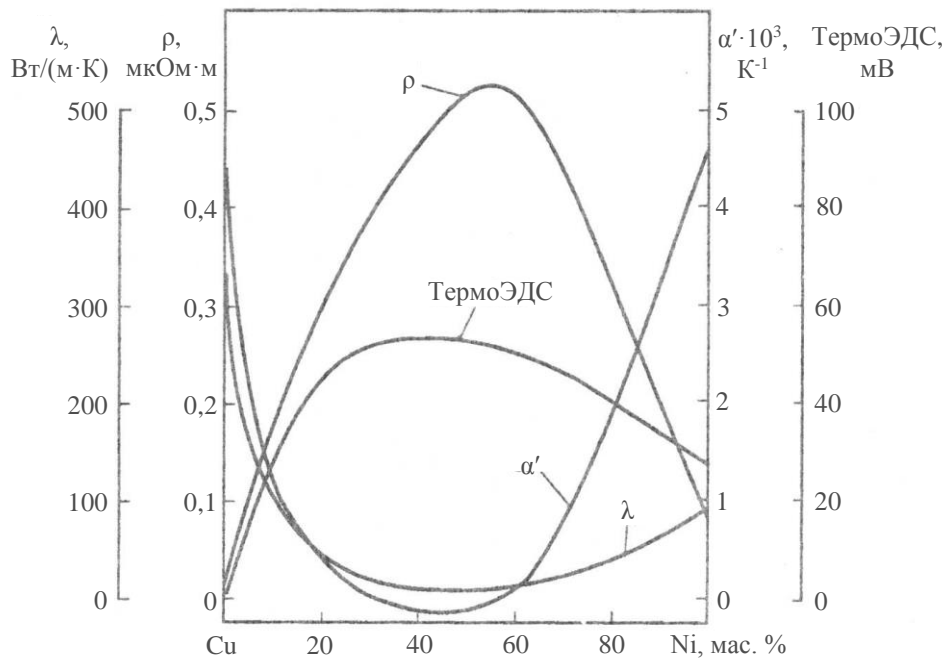


Рис. 13.52. Физические свойства сплавов системы медь–никель

Медно-никелевые сплавы обладают высокой пластичностью, что позволяет при нормальной температуре деформировать их в холодном состоянии с суммарным обжатием более 90%.

13. 4. 2. Влияние компонентов и примесей на свойства медно-никелевых сплавов

Добавки других компонентов, а также примеси оказывают существенное влияние на механические и служебные свойства медно-никелевых сплавов.

Алюминий в меди и никеле растворим в твердом состоянии в значительном количестве. Область твердого раствора α в никеле простирается до 15%, а в меди – до 9,8%. Сплавы никеля с медью и алюминием отличаются высокой прочностью и пластичностью. Кроме того, небольшие добавки алюминия используются в качестве раскислителя и дегазатора при плавке никеля и медно-никелевых сплавов. В сплавах под названием К-монель алюминий играет роль облагораживающего элемента, повышая коррозионные и механические свойства монель-металла.

Железо с никелем образует непрерывный ряд твердых растворов. Добавки до 1,5% Fe к мельхиору, применяемому для конденсаторных труб, повышают стойкость труб против ударной коррозии, происходящей под действием турбулентных потоков воды, содержащих пузырьки воздуха. В алюмеле примеси железа нежелательны, так как они значительно снижают ТЭДС алюмеля.

Кремний ограниченно растворим в твердом состоянии как в никеле, так и в меди. Его иногда применяют в качестве раскислителя никелевых и медно-никелевых сплавов. Повышенное содержание кремния (более 0,3%) снижает пластичность медно-никелевых сплавов, вызывая брак по трещинам при горячей и холодной обработке давлением.

Марганец с медью и никелем дает значительные области твердого раствора. Марганец положительно влияет на механические и технологические свойства медно-никелевых сплавов, а также жаростойкость. Он является хорошим раскислителем и парализует вредное влияние серы в мельхиоре.

Магний часто используется в качестве раскислителя при плавке медно-никелевых сплавов. Кроме того, магний образует с серой тугоплавкое и нерастворимое соединение – сернистый магний, который выделяется не по границам зерен, а внутри них, тем самым нейтрализует вредное влияние серы

на свойства медно-никелевых сплавов. Магний также при этом играет роль дегазатора.

Сера в никелевых и медно-никелевых сплавах является вредной примесью. Сера с никелем и медью образует эвтектики, плавящиеся при температуре 644 и 106 °С соответственно. При затвердевании сплавов легкоплавкие эвтектики Cu-Cu₂S и Ni-Ni₃S₂ выделяются преимущественно по границам зерен, нарушая связь между ними при горячей пластической обработке. Содержание серы в никеле и его сплавах не следует допускать свыше 0,005%.

Кислород оказывает вредное влияние на никель и медно-никелевые сплавы. Никелевые и медно-никелевые сплавы, содержащие кислород, склонны к «водородной болезни», поэтому перед разливкой сплавов кислород полностью должен быть удален из расплава. Кислород понижает технологическую пластичность медно-никелевых сплавов, ухудшает их коррозионную стойкость, затрудняет процессы сварки и пайки.

Углерод оказывает значительное влияние на механические и технологические свойства никелевых и медно-никелевых сплавов. Углерод практически нерастворим в меди ни в твердом, ни в жидком состояниях. Как следует из диаграммы состояния системы Cu-C (рис. 13.53), при 1500 °С он ничтожно мало растворим в меди, поэтому медь можно плавить при температуре 1200 °С в графитовом тигле, перемешивать расплав графитовой мешалкой, не опасаясь насытить медь углеродом. С никелем углерод активно взаимодействует в твердом и жидком состояниях. Система Ni-C относится к эвтектическому типу без образования промежуточных фаз (рис. 13.54). Углерод с никелем образует эвтектику при содержании в ней углерода 2,22% с температурой плавления 1318 °С. Растворимость углерода в никеле в твердом состоянии при температуре эвтектики достигает 0,65%, однако с понижением температуры граница области α-твердого раствора сдвигается в сторону никеля. Никель с углеродом образует карбид Ni₃C, который устойчив при температурах свыше 2100 °С.

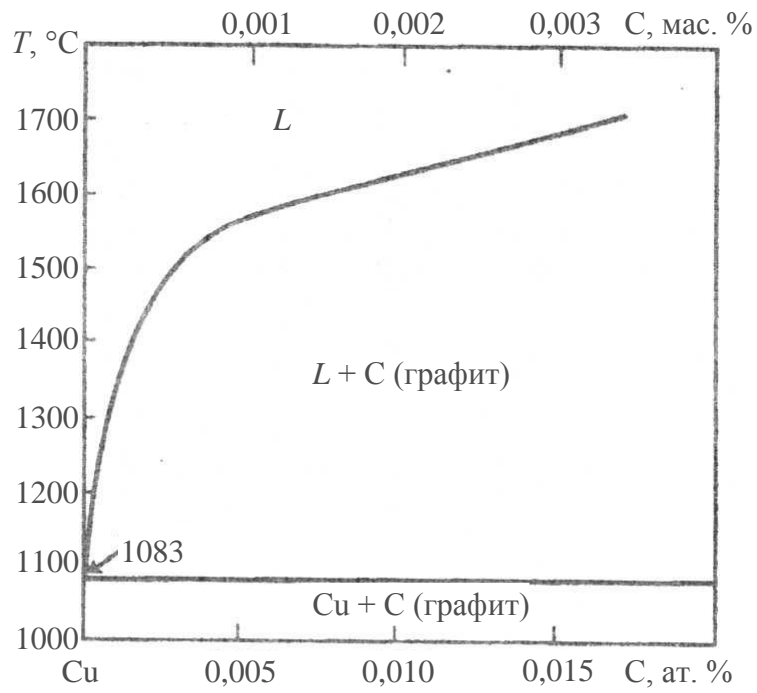


Рис. 13.53. Диаграмма состояния системы медь–углерод

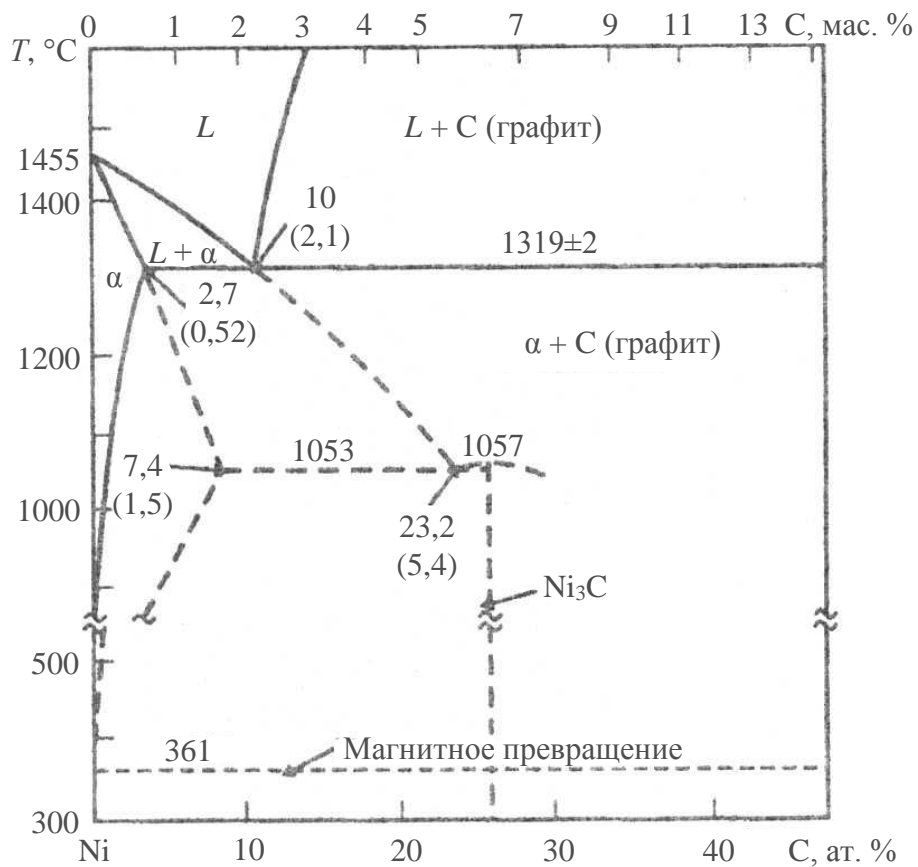


Рис. 13.54. Диаграмма состояния системы никель–углерод (числа в скобках указывают содержание углерода в мас. %)

Поскольку в меди углерод растворим в ничтожно малом количестве, то в медно-никелевых сплавах растворимость его находится в прямой зависимости от содержания никеля в сплаве. В большинстве медно-никелевых сплавов растворимость углерода в твердом состоянии незначительна. Так, в мельхиоре с содержанием никеля 30% растворимость углерода равна 0,045%.

В медно-никелевых сплавах углерод является вредной примесью, так как при содержании его в этих сплавах выше предела растворимости он выделяется по границам кристаллитов в виде графита, что способствует быстрому разрушению готовых изделий от межкристаллитной коррозии. В связи с этим крайне нежелательно использовать углеродсодержащие материалы при плавке и разливке этих сплавов.

Висмут и свинец являются вредными примесями. Они практически нерастворимы в никеле, меди и их сплавах в твердом состоянии. При содержании висмута и свинца в количестве более 0,002...0,005% медно-никелевые сплавы легко разрушаются при горячей обработке давлением. С увеличением содержания висмута (до 0,01% и более) эти сплавы становятся хрупкими при 20 °С. На электро- и теплопроводность висмут и свинец не оказывают заметного влияния. Свинец вводится лишь в свинцовый нейзильбер для улучшения его обрабатываемости резанием, и этот сплав поддается обработке только в холодном состоянии.

Сурьма и мышьяк оказывают отрицательное влияние на медно-никелевые сплавы, под их влиянием резко ухудшается обрабатываемость давлением этих сплавов.

Фосфор и кадмий в медно-никелевых сплавах являются вредными примесями, так как резко снижают механические, физические и технологические свойства сплавов.

13. 4. 3. Конструкционные сплавы

Марки важнейших медно-никелевых сплавов по ГОСТ 492-2006 и их зарубежных аналогов по стандартам США, Германии и Японии приведены в табл. 13.44.

Таблица 13.44

Марки конструкционных деформируемых медно-никелевых сплавов
по национальным стандартам

Россия ГОСТ 492-2006	США ASTM B111, B422, B171, B151, B283, B200, B122, B496	Германия DIN 17663, 17664	Япония JIS H3100, H3300, H3110, H3320, H3130
Двойные медно-никелевые сплавы			
МН 95-5	—	—	—
МН19 (мельхиор)	C71000	—	—
МН25	—	CuNi25 (2.0830)	—
Сплавы системы Cu-Ni-Al (куниали)			
МНА 13-3 (куниаль А)	C72400	—	—
МНА 6-1,5 (куниаль Б)	—	—	—
Сплавы системы Cu-Ni-Zn (нейзильберы)			
МНЦ 15-20	C75400	—	C7541
—	C73500	—	C7351
—	C74000	—	—
—	C74500	—	C7451
МНЦ 12-24	C75700	CuNi12Zn24 (2.0730)	—
—	C76200	—	—
—	C75200	—	—
—	C76400	—	—
МНЦ 18-27	C77000	CuNi18Zn27 (2.0742)	C7701
МНЦ 18-20	—	CuNi18Zn20 (2.0740)	C7521
—	C77400	—	—
Сплавы системы Cu-Ni-Zn-Pb (свинцовые нейзильберы)			
МНЦС 16-29-1,8	—	—	—
—	C79200	—	—
—	—	CuNi12Zn30Pb1 (2.0780)	—
—	—	CuNi18Zn19Pb1 (2.0790)	—
—	—	CuNi19Zn39Pb3 (2.0771)	—

Россия ГОСТ 492-2006	США ASTM B111, B422, B171, B151, B283, B200, B122, B496	Германия DIN 17663, 17664	Япония JIS H3100, H3300, H3110, H3320, H3130
Сплавы системы Cu-Ni-Fe-Mn			
МНЖ 5-1	C70400	–	–
МНЖМц 10-1-1	C70600	CuNi10Fe1Mn (2.0872)	C7060
–	C72200	–	–
–	C71000	–	C7100
МНЖМц 30-1-1 (мельхиор)	C71500	CuNi30Fe1Mn (2.0883)	C7150
–	C71640	CuNi30Fe2Mn2 (2/0883)	C7164
Сплавы системы Ni-Cu-Fe-Mn (монель-металл)			
НМЖМц 28-2,5-1,5	04400	LC-NiCu30Fe (2.4361)	–

В табл. 13.45 приведен химический состав сплавов и область их применения. В промышленности применяются как двойные медно-никелевые сплавы, так и сплавы, дополнительно легированные железом, марганцем, алюминием, цинком и другими элементами. Важнейшие свойства сплавов приведены в табл. 13.46, 13.47.

Таблица 13.45

Химический состав, мас. %, и назначение конструкционных деформируемых медно-никелевых сплавов

Марка сплава	Ni+ Co	Al	Fe	Mn	Zn	Pb	Cu	Примеси, мас. %, не более	Полуфабрикаты и область применения
Двойные медно-никелевые сплавы									
МН 95-5	4,4... 5,0	–	–	–	–	–	Ост.	0,01As; 0,005Sb; 0,01S; 0,002Bi; 0,01Pb; 0,03Si; 0,20Fe; 0,03C; 0,02P; 0,1O; всего 0,5	Прутки, трубы, детали для электротехники и приборостроения
МН19 (мельхиор)	18,0... 20,0	–	–	–	–	–	Ост.	0,5Fe; 0,3Mn; 0,05Mg; 0,15Si; 0,005Pb; 0,01S; 0,05C; 0,01P; 0,002Bi; 0,01As; 0,005Sb; 0,2Zn; всего 1,5	Листы, ленты, прутки, проволока, монеты, медицинский инструмент, сетки, детали точной механики и химической промышленности
МН25	24,0... 26,0	–	–	–	–	–	Ост.	0,5Fe; 0,5Mn; 0,005Pb; 0,01S; 0,05C; 0,3Zn; всего 1,3	Листы, полосы, ленты, прутки, трубы, монеты, декоративные изделия

Продолжение табл. 13.45

Марка сплава	Ni+ Co	Al	Fe	Mn	Zn	Pb	Cu	Примеси, мас. %, не более	Полуфабрикаты и область применения
Сплавы системы Cu-Ni-Al (куниали)									
МНА 13-3 (куниаль А)	12,0... 15,0	2,3... 3,0	–	–	–	–	Ост.	1,00Fe; 0,50Mn; 0,002Pb; всего 1,1	Прутки для изготовления изделий повышенной прочности, применяемых в машиностроении
МНА 6-1,5 (куниаль Б)	5,50... 6,50	1,2... 1,8	–	–	–	–	Ост.	0,5Fe; 0,2Mn; 0,002Pb; всего 1,1	Полосы для изготовления пружин и других изделий в электротехнической промышленности
Сплавы системы Cu-Ni-Zn и Cu-Ni-Zn-Pb (нейзильберы)									
МНЦ 15-20	13,5... 15,0	–	–	–	18,0... 22,0	–	Ост.	0,30Fe; 0,15Si; 0,05Mg; 0,30Mn; 0,02Pb; 0,005S; 0,03C; 0,005P; 0,002Bi; 0,010As; 0,002Sb всего 0,90	Полосы, ленты, трубы, прутки, проволока, детали приборов точной механики, медицинский инструмент, детали телефонии, сантехники, столовые приборы, детали, получаемые глубокой вытяжкой, пружины реле, детали электротехники
МНЦ 12-24	11,0... 13,0	–	–	–	Ост.	–	62,0... 66,0	0,30Fe; 0,05Pb; всего 0,6	Листы, полосы, ленты, прутки, профили, трубы, корпуса часов, горячепрессованные детали
МНЦ 18-27	17,0... 19,0	–	–	–	Ост.	–	53,0... 56,0	0,30Fe; 0,50Mn; 0,05Pb; всего 0,6	
МНЦ 18-20	17,0... 19,0	–	–	–	Ост.	–	60,0... 64,0	0,30Fe; 0,50Mn; 0,05Pb; всего 0,6	Ленты, полосы, листы, прутки, проволока, пружины реле, детали, получаемые глубокой вытяжкой, столовые приборы, художественные изделия
МНЦС 16-29-1,8	15,0... 16,5	–	–	–	Ост.	1,6... 2,0	51,0... 55,0	Всего 1,0	Полосы для деталей часовой промышленности
Сплавы системы Cu-Ni-Fe-Mn									
МНЖ 5-1	5,0... 6,5	–	1,0... 1,4	0,3... 0,8	–	–	Ост.	0,15Si; 0,005Pb; 0,01S; 0,002Bi; 0,1Sn; 0,04P; 0,03C; 0,5Zn; всего 0,7	Листы, трубы, прутки, детали для электротехники и приборостроения
МНЖМц 10-1-1	9,0... 11,0	–	1,0... 2,0	0,3... 0,8	–	–	Ост.	0,30Zn; 0,03Pb; 0,03S; 0,03C; всего 0,5	Конденсаторные трубы маслоохладителя, трубные доски кондиционеров, приборостроение
МНЖМц 30-1-1 (мельхиор)	29,0... 33,0	–	0,5... 1,0	0,5... 1,0	–	–	Ост.	0,15Si; 0,05Pb; 0,01S; 0,05C; 0,006P; 0,50Zn; всего 0,6	Трубы конденсаторов для морских судов, плиты и пластины для теплообменников с масляным охлаждением, опреснители для получения питьевой воды из морской, кондиционеры, трубы термостатов

Марка сплава	Ni+ Co	Al	Fe	Mn	Zn	Pb	Cu	Примеси, не более	Полуфабрикаты и область применения
Сплавы системы Ni-Cu-Fe-Mn									
НМЖМц 28-2,5-1,5 (монель-металл)	Ост.	–	2,0... 3,0	1,2... 1,8	–	–	27,0... 29,0	0,05Si; 0,1Mg; 0,002Pb; 0,01S; 0,2C; 0,005P; 0,002Bi; 0,01As; 0,002Sb; всего 0,6	Полосы, листы, лента, прутки, проволока, для деталей с высокой кор- розионной стойкостью

Таблица 13.46

Физические свойства конструкционных медно-никелевых сплавов

Марка сплава	Температура начала кристаллизации, ликвидус, °С	γ , кг/м ³	ρ , мкОм·м	λ , Вт/(м·К)	c_p , Дж/(кг·К)	$\alpha \cdot 10^6$, К ⁻¹
Двойные медно-никелевые сплавы						
МН 95-5	1120	8920	0,08	153	377	16,4
МН19	1190	8960	0,287	38,4	377	16,0
МН25	1220	8980	0,34	33	–	15,8
Сплавы системы Cu-Ni-Al						
МНА 13-3	1140	8500	–	–	377	–
МНА 6-1,5	1183	8700	–	–	377	–
Сплавы системы Cu-Ni-Zn						
МНЦ 15-20	1080	8700	0,26	27,2	396	16,6
МНЦ 12-24	1060	8650	0,215	33	418	16,0
МНЦ 18-27	1070	8700	0,313	25	377	17,0
МНЦ 18-20	1110	8750	0,287	25	418	16,0
Сплавы системы Cu-Ni-Zn-Pb						
МНЦС 16-29-1,8	1120	8820	0,25	33	418	16,0
Сплавы системы Cu-Ni-Fe-Mn						
МНЖ 5-1	1120	8940	0,138	67	377	17,5
МНЖМц 10-1-1	1145	8900	0,19	50	377	17,0
МНЖМц 30-1-1	1230	8950	0,372	29	377	16,2
Сплавы системы Ni-Cu-Fe-Mn						
НМЖМц 28-2,5-1,5	1350	8800	0,482	23,5	–	14,0

Технологические свойства и режимы обработки конструкционных
медно-никелевых сплавов

Марка сплава	Температура, °С					Обрабатываемость резанием ³	Свариваемость	Паяемость	Полируемость
	литья	горячей обработки давлением	начала рекристаллизации	отжига					
				полного	для уменьшения остаточных напряжений				
МН 95-5	1180... 1220	950... 1000	350	650... 700	–	20	Хорошая	Хорошая	Хорошая
МН19	1270... 1320	950... 1050	420	650... 780	280... 350	20	Хорошая	Хорошая	Хорошая
МН25	1280... 1340	950... 1050	–	650... 780	280... 350	20	Хорошая	Хорошая	Хорошая
МНА 13-3	1250... 1300	900... 1000	–	900 ¹ 500 ²	–	20	Удовлетворительная	Удовлетворительная	Удовлетворительная
МНА 6-1,5	1200... 1250	850... 900	–	900 ¹ 500 ²	–	20	Удовлетворительная	Удовлетворительная	Удовлетворительная
МНЦ 15-20	1150... 1180	900... 970	–	650... 750	250... 350	30	Хорошая	Хорошая	–
МНЦ 12-24	1120... 1250	800... 900	–	600... 800	300... 400	20	Хорошая	Хорошая	–
МНЦ 18-27	1120... 1200	750... 950	–	600... 750	300... 400	30	Хорошая	Хорошая	–
МНЦ 18-20	1160... 1250	940... 990	–	600... 750	300... 400	20	Хорошая	Хорошая	–
МНЦС 16-29-1,8	1250... 1260	–	–	600... 750	250... 350	80	Удовлетворительная	Удовлетворительная	Хорошая
МНЖ 5-1	1180... 1230	950... 1050	350	620... 750	280... 350	20	Удовлетворительная	Отличная	Хорошая
МНЖМц 10-1-1	1200... 1260	900... 1050	–	620... 750	280... 350	20	Удовлетворительная	Отличная	Хорошая
МНЖМц 30-1-1	1330... 1350	950... 1100	450	680... 810	280... 350	20	Хорошая	Хорошая	Хорошая
НМЖМц 28-2,5-1,5	1500... 1560	975... 1150	540	800... 900	400... 450	30	–	–	–

¹ Температура закалки.

² Температура старения.

³ В % по отношению к обрабатываемости латуни ЛС 63-3.

13. 4. 4. Двойные медно-никелевые сплавы

В двухкомпонентных (двойных) медно-никелевых сплавах с увеличением содержания никеля (до 50%) прочностные свойства и удельное электросопротивление увеличиваются, а пластичность, электропроводность и коэффициент линейного расширения уменьшаются.

Сплав МН 95-5 обладает хорошими механическими свойствами, хорошо обрабатывается давлением, не склонен к коррозионному растрескиванию.

Сплав МН19 (сплав меди с 19% никеля) отличается высокой коррозионной стойкостью в атмосферных условиях и при повышенных температурах, не охрупчивается при отрицательных температурах, имеет более высокую температуру рекристаллизации, чем сплав МН 95-5. Сплав МН19 удовлетворительно обрабатывается давлением в горячем и холодном состояниях. Он применяется как коррозионно-стойкий материал для работы в среде пара, пресной и морской воде, из него изготавливаются монеты. Иногда в литературе его называют монетным сплавом.

В промышленности США применяется значительно большее количество двойных медно-никелевых сплавов, содержание никеля в которых изменяется от 2 (сплав С70260) до 45% (сплав С72150) никеля.

Сплавы системы Cu-Ni-Fe-Mn

Среди медно-никелевых конструкционных сплавов наибольшее применение находят мельхиоры.

Мельхиоры – это двойные (МН19) и более сложные по составу сплавы на основе меди, основным легирующим компонентом которых является никель. Структура мельхиоров – α -твердый раствор, поэтому они хорошо обрабатываются давлением в горячем и холодном состояниях.

Мельхиоры отличаются хорошими прочностными характеристиками, которые можно существенно повысить пластической деформацией. Наибольшее применение в промышленности для изготовления конденсаторных

труб нашел мельхиор марки МНЖМц 30-1-1. Добавки железа повышают стойкость сплава против ударной коррозии, происходящей под действием турбулентных потоков воды, содержащих пузырьки воздуха. Марганец, являясь хорошим раскислителем, устраняет вредное влияние серы и хрупкость после отжига при наличии в сплаве углерода. Кроме того, марганец повышает жаростойкость, улучшает механические и технологические свойства медно-никелевых сплавов.

Мельхиор МНЖМц 30-1-1 устойчив против коррозии в атмосферных условиях, в пресной и морской воде, в среде парового конденсата и наиболее стоек из всех известных медных сплавов против ударной (струевой) коррозии. В минеральных кислотах он быстро корродирует. В органических кислотах и щелочах мельхиор корродирует незначительно.

Из других медно-никелевых сплавов системы Cu-Ni-Fe-Mn следует отметить МНЖ 5-1 и МНЖМц 10-1-1. Сплав МНЖ 5-1 был разработан довольно давно по заданию судостроительной промышленности как заменитель медных труб для систем, контактирующих с морской забортной водой и имеющих повышенную коррозионную стойкость. Впоследствии этот сплав стали широко применять теплоэнергетики в конденсаторах повышенной мощности. Сплав МНЖ 5-1 получил массовое применение на атомных и тепловых электростанциях. За рубежом этот сплав практически не применяется, а используется сплав МНЖМц 10-1-1.

Сплавы системы Ni-Cu-Fe-Mn (монель-металлы)

Наиболее важным промышленным сплавом этой системы является монель-металл МНЖМц 28-2,5-1,5. Монель-металл является сплавом на никелевой основе, но по своей структуре и физико-химическим свойствам он близок к медно-никелевым сплавам – твердым растворам (мельхиорам) – табл. 13.46.

Монель-металл является прочным и коррозионно-стойким сплавом. Он удовлетворительно обрабатывается в горячем и холодном состояниях.

Небольшие добавки железа и марганца дополнительно повышают прочность монель-металла. В атмосферных условиях монель-металл не тускнеет, не корродирует в атмосфере промышленных городов, в морском климате и морской воде.

Скорость коррозии этого сплава в минеральных кислотах (азотная и азотистая) весьма велика, соляная и серная кислоты для монель-металла менее агрессивны. Монель-металл устойчив в растворах щелочей при концентрациях до 70% и температурах до 100...150 °С, однако при более высоких температурах и концентрациях скорость коррозии его резко возрастает.

Монель-металл сильно упрочняется (более, чем в 2 раза) при холодной пластической деформации, упрочнение сопровождается ростом удельного электросопротивления и резким понижением пластичности. Максимально допустимая деформация в холодном состоянии составляет 94%. Монель-металл применяют для изготовления деталей, работающих в различных агрессивных средах (рабочие колеса насосов, корпуса, клапаны, тройники, втулки, краны и т. д.). Сплав обладает хорошей стойкостью к окислению при температурах до 750 °С.

Сплавы системы Cu-Ni-Zn-Pb (нейзильберы)

Нейзильберы – это сплавы системы Cu-Ni-Zn, содержащие 8...30% Ni, 12...45% Zn и остальное – медь. Они занимают промежуточное положение между медно-никелевыми сплавами и латунями по своим свойствам и структуре. В частности, как и латуни, нейзильберы могут быть одно- (α) и двухфазными ($\alpha+\beta$). Двухфазные ($\alpha+\beta$)-нейзильберы – это высоколегированные сплавы с очень большим содержанием цинка. Они становятся двухфазными только при содержании цинка более 30...35%.

В системе Cu-Ni-Zn (рис. 13.55) имеется обширная область твердых растворов. Все отечественные нейзильберы, в том числе и широко применяющийся в промышленности сплав МНЦ 15-20, находятся в области α -твердого раствора.

Свойства сплавов системы Cu-Ni-Zn находятся в прямой зависимости от химического состава. Нейзильберы обладают сравнительно высокой устойчивостью к коррозии, хорошо полируются, на них хорошо наносятся гальванические покрытия. Цинк упрочняет медно-никелевые сплавы и значительно снижает их стоимость. Определяющее влияние на цвет, стойкость к потускнению и коррозии оказывает содержание никеля: с его увеличением коррозионная стойкость повышается.

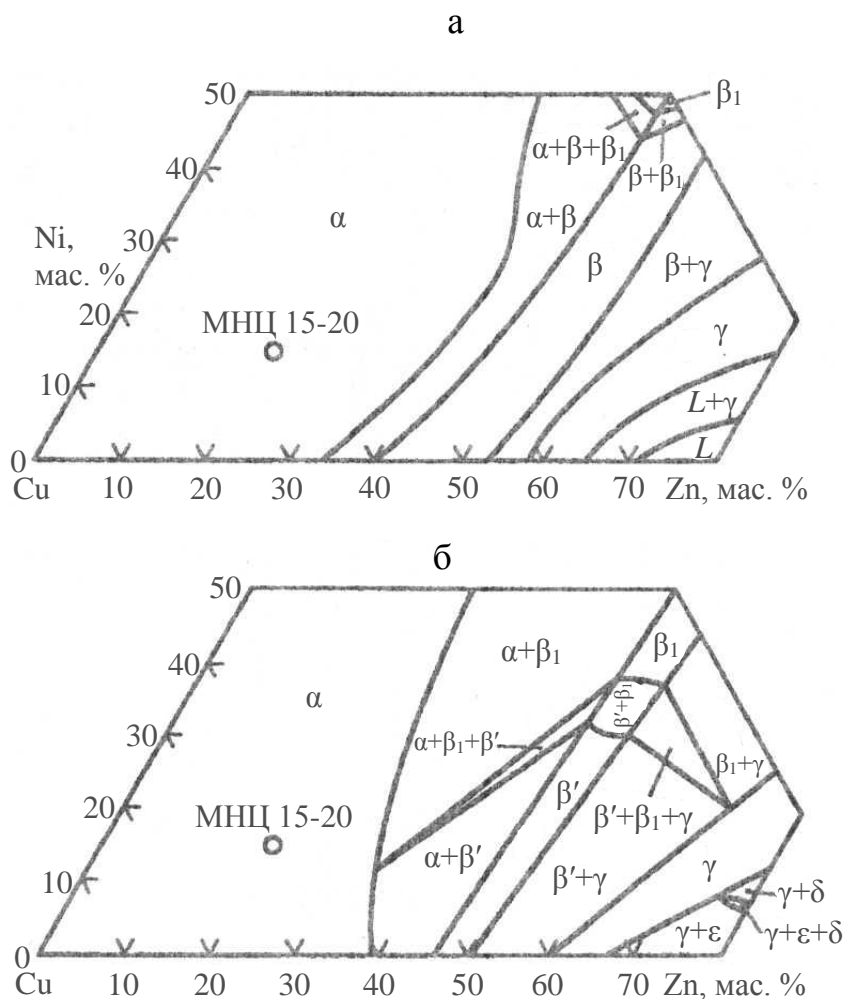


Рис. 13.55. Изотермические разрезы диаграммы состояния системы Cu-Ni-Zn при температурах 775 °С (а) и 20 °С (б)

Однофазные α и двухфазные ($\alpha+\beta$) сплавы существенно различаются по свойствам, механизмам упрочнения и режимам термомеханической обработки с целью получения высоких прочностных свойств и характеристик упругости.

Для однофазных сплавов единственным способом упрочнения является холодная пластическая деформация, которая обычно проводится в сочетании с

низкотемпературным отжигом при 150...300 °С. Для получения максимально упроченного состояния, необходимого для пружин, отожденные полуфабрикаты подвергают холодной деформации с обжатием 60...80% с последующим низкотемпературным дорекристаллизационным отжигом. После такой обработки нейзильбер МНЦ 15-20 имеет следующий уровень механических свойств: $\sigma_b = 800...940$ МПа; $\delta = 0,5...1,5\%$; $E = 100...150$ ГПа; $HV = 230...270$.

Нейзильберы с двухфазной структурой ($\alpha + \beta$) – это сплавы с большим содержанием цинка (более 30...35%). В России такие сплавы не нашли применения, а за рубежом это достаточно востребованные сплавы. Представителем этой группы сплавов является сплав IN836 (Канада). Свойства этих сплавов определяются объемным соотношением фаз α и β . Двухфазные нейзильберы лучше обрабатываются в горячем состоянии. При содержании в сплаве от 30 до 70% α -фазы они пластичны в горячем и холодном состояниях. Считается, что оптимальным условием пластичности является равное количество α - и β -фаз в структуре сплава.

Для получения высоких механических свойств нейзильберов с двухфазной структурой их подвергают сложной термомеханической обработке, называемой микродуплекс (microduplex). Двойная обработка обеспечивает получение сверхмелкого зерна после закалки и холодной пластической деформации с заданным обжатием для развития рекристаллизации при температуре старения. В итоге структура сплава характеризуется сверхмелким зерном с мельчайшими выделениями частиц второй фазы, что обеспечивает улучшение механических свойств, особенно сопротивления усталости. В результате такой обработки уровень механических свойств следующий: $\sigma_b = 690$ МПа, $\sigma_{0,2} = 560$ МПа, $\delta = 24\%$.

В промышленности зарубежных стран нашли применение нейзильберы, дополнительно легированные марганцем или свинцом и одновременно марганцем и свинцом. Это, как правило, двухфазные нейзильберы. Марганец повышает пластичность сплавов в горячем состоянии, а также уменьшает растворимость цинка в меди, поэтому при высоком содержании марганца

нейзильберы становятся двухфазными при содержании цинка менее 30%. Свинец улучшает обрабатываемость сплавов резанием и повышает антифрикционные свойства, располагаясь в виде дисперсных частиц в объеме зерен или по их границам.

В стандарте России (ГОСТ 492-2006) имеется только одна марка свинцового нейзильбера – сплав МНЦС 16-29-1,8. По структуре он относится к α -сплавам с включениями свинца. Сплав обрабатывается только в холодном состоянии, так как свинец вызывает горячеломкость. Этот сплав хорошо обрабатывается резанием, обладает хорошей коррозионной стойкостью, красивым серебристым цветом и высокими механическими свойствами. Применяется для изготовления деталей часовых механизмов.

Сплавы системы Cu-Ni-Zn-Mn-Pb применяются для изготовления приборов электроники, деталей часов, оправ очков, хирургических и музыкальных инструментов и других деталей, обрабатываемых резанием. Сплавы этой системы хорошо полируются, обладают хорошей способностью к нанесению гальванических покрытий, коррозионная стойкость их аналогична свинцовым нейзильберам.

Сплавы системы Cu-Ni-Al (куниали)

Медно-никелевые сплавы с добавками алюминия называются куниалиями. Эти сплавы характеризуются высокими механическими свойствами и коррозионной стойкостью, удовлетворительно обрабатываются давлением в горячем и холодном состояниях. Поскольку никель и алюминий при высоких температурах растворяются в меди в больших количествах, а при понижении температуры растворимость их резко падает, то сплавы системы Cu-Ni-Al являются термически упрочняемыми. Упрочнение при старении достигается за счет выделения интерметаллидов Ni_3Al и $NiAl$.

Отечественная промышленность выпускает куниали двух марок (ГОСТ 492-73): А (МНА 13-3) и Б (МНА 6-1,5). Куниаль А используется для изготовления деталей повышенной прочности, а куниаль Б – для пружин ответственного назначения. Применение холодной пластической деформации

между закалкой и старением (НТМО) позволяет еще больше повысить прочность куниаля МНА 6-1,5 по сравнению с состаренным состоянием.

Свойства и режимы обработки этих сплавов приведены в табл. 13.48.

Таблица 13.48

Физические, механические, технологические свойства и режимы обработки сплавов МНА 13-3 (куниаль А) и МНА 6-1,5 (куниаль Б)

Свойства и режимы обработки	Значения свойств и режимов обработки сплавов	
	МНА 13-3 (куниаль А)	МНА 6-1,5 (куниаль Б)
Физические свойства		
Температура плавления, °С	1183	1140
γ , кг/м ³	8500	8700
c_p , ДЖ/(кг·К)	377	373
Механические свойства		
σ_B , МПа:		
мягкое состояние	370...460	340...440
твердое состояние	880...930	640...735
после закалки и старения	–	540
$\sigma_{0,2}$, МПа, мягкое состояние	–	80
δ , %:		
мягкое состояние	10...15	28...40
твердое состояние	2...5	4...7
после закалки и старения	–	3
<i>НВ</i> :		
мягкое состояние	65	62
твердое состояние	255	205
после закалки и старения	260	210
<i>KCU</i> , МДж/м ² , твердое состояние	0,5	1,2
Технологические свойства или режимы обработки		
Температура литья, °С	1250...1300	1200...1250
Температура горячей обработки давлением, °С	900...1000	850...900
Температура, °С:		
отжига	650...780	650...750
закалки	900	900
старения	500	500
Обработываемость резанием (относительно латуни ЛС 63-3), %	20	20

Куниаль Б не имеет аналогов за рубежом. В США и во Франции производятся сплавы С72400 и VN14A2, соответственно близкие по составу к сплаву куниаль А.

Химический состав сплавов системы Cu-Ni-Al приведен в табл. 13.49.

Таблица 13.49

Химический состав термически упрочняемых сплавов системы Cu-Ni-Al

Марка сплава	Содержание легирующих элементов, мас. %				
	Mn	Ni	Al	Cr	Cu
МНА 13-3 (куниаль А)	–	12...15	2,3...3,0	–	Ост.
МНА 6-1,5 (куниаль Б)	–	5,5...6,5	1,2...1,8	–	Ост.
Камелин	2,5...3,0	4,5...4,9	4,5...4,9	0,7...1,0	Ост.
Сплав 538	2,7...3,2	13...15	3,3...3,7	1,7...2,1	Ост.
Камелон	3,8...4,2	18...22	3,8...4,2	2,7...3,1	Ост.

В России создана целая группа высокопрочных термически упрочняемых сплавов, среди которых наиболее высокими прочностными и упругими характеристиками обладают сплавы камелон и камелин. В табл. 13.50 приведены физические и механические свойства этих сплавов (для сравнения приведены свойства других пружинных сплавов).

Таблица 13.50

Физические и механические свойства пружинных сплавов

Марка сплава	σ_B , МПа	$\sigma_{0,005}$, МПа	HV	δ , %	N^1	$\frac{\sigma_0^2 - \sigma_k^3}{\sigma_0} \cdot 100\%$ за 100 ч		ρ , мкОм·м
						при T , °C		
						100	250	
Камелон	1500	1100	420	1,5	$20 \cdot 10^4$	0	2,0	0,35
Камелин	1100	900	310	4	$10 \cdot 10^4$	1,0	4,0	0,22
Сплав 538	1300	950	380	2	$20 \cdot 10^4$	0	2,5	0,23
БрБ2	1600	1150	360	1,5	$7 \cdot 10^4$	2,0	2,5	0,08

¹ Число циклов до разрушения при $\sigma_0 = 500 \dots 600$ МПа.

² Напряжение в начале испытания, равное $\sigma_0 = 0,5\sigma_{0,005}$.

³ Конечное напряжение после испытания за 100 ч.

Свойства сплавов после термомеханической обработки на максимальную прочность: закалка, деформация 30...40%, старение.

Из табл. 13.50 видно, что камелон по прочности и пределу упругости не уступает бериллиевой бронзе, а по релаксационной стойкости и усталости превосходит ее. Он может использоваться взамен БрБ2, если не требуется высокая электропроводность.

Введение марганца в сплавы системы Cu-Ni-Al приводит к некоторому увеличению прочностных характеристик за счет твердорастворного упрочнения. Кроме того, введение марганца изменяет механизм гетерогенного распада по границам зерен. Известно, что в сплаве типа камелон, не содержащем марганец, по границам зерен происходит прерывистый распад, сопровождающийся ростом грубых пластинчатых частиц упрочняющей фазы Ni_3Al . Это приводит к понижению прочностных свойств, характеристик упругости и пластичности. Введение марганца полностью подавляет прерывистый распад.

Механизм влияния хрома на структуру и свойства сплавов системы Cu-Ni-Al другой, чем механизм влияния марганца, а именно в сплаве камелон, содержащем хром, появляется дополнительная избыточная фаза. При нагреве под закалку все никель-алюминиевые избыточные фазы растворяются в твердом растворе, но двухфазная структура, обусловленная высоким содержанием хрома, сохраняется: в объеме зерен наблюдаются равномерно распределенные сферические частицы размером 0,5...2,0 мкм, не растворившиеся при нагреве под закалку при 1000 °С. Такие частицы хромовой фазы обеспечивают сохранение в сплаве мелкого зерна. Кроме того, хром, вошедший в твердый раствор при нагреве под закалку, обеспечивает дополнительное упрочнение при дисперсионном твердении. Частицы хрома, выделившиеся в объеме зерна при старении, приводят к повышению прочностных свойств и упругих характеристик. Выделение указанной фазы усиливает эффект упрочнения, создаваемый периодической структурой никель-алюминиевых фаз Ni_3Al и $NiAl$.

Нерастворившиеся частицы избыточного хрома препятствуют росту зерен при нагреве под закалку и повышают температуру начала рекристаллизации, поэтому сплавы типа камелон работают при температуре 250 °С, тогда как максимальная рабочая температура пружинных изделий из бериллиевой бронзы не превышает 150 °С.

Традиционным методом повышения степени упрочнения пружинных сплавов является деформация закаленного сплава перед старением (НТМО). В этом случае временное сопротивление разрушению при растяжении составляет 1450...1500 МПа.

Сплавы систем Cu-Ni-Cr, Cu-Ni-Be, Cu-Ni-Sn и Cu-Ni-Mn не имеют аналогов в России.

14. ОСОБЕННОСТИ ПЛАВКИ И ЛИТЬЯ ДЕФОРМИРУЕМЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

14. 1. Плавка меди

Металлургические принципы плавки меди независимо от ее марки и назначения базируются на физико-химических основах теории металлургических процессов и особенностях поведения меди, определяемых электронным строением, химической активностью по отношению к другим элементам, ее физическим свойствам.

Плавка меди состоит из нагрева, расплавления, нагрева и ряда металлургических процессов (удаление примесей, раскисление др.). Особое внимание следует уделять проблеме предотвращения насыщения меди кислородом, водородом, серой и другими примесями в результате возможного протекания физико-химических процессов взаимодействия в системах медь – газовая атмосфера, медь – шлак, медь – футеровка. Перегрев раскисленной меди в значительной степени определяется технологическими особенностями процессов литья слитков или фасонных отливок. Излишний перегрев меди нежелателен, так как связан с опасностью повышенного насыщения меди примесями – в первую очередь кислородом. С металлургической точки зрения расплавы меди делят на две группы: медь с содержанием кислорода до $20 \cdot 10^{-4} \dots 40 \cdot 10^{-4}$ мас. % и медь с содержанием кислорода до 0,01 мас. %.

Качество расплава меди зависит от качества исходной шихты – катодной меди. Катоды с сильно развитой (шишковатой) поверхностью имеют повышенное содержание водорода, поэтому перед завалкой в печь их либо прокаливают, либо предварительно переплавляют с последующей разливкой в чушки. Для получения бескислородной меди необходимо удалять кромки катодов перед их загрузкой в печь наряду с отбором нешишковатых катодов.

Для приготовления особо чистых по кислороду слитков меди в качестве шихты необходимо использовать катоды марок М0бк, которые имеют ровную поверхность, мелкозернистый, однородного цвета излом.

В современных заготовительных цехах медь плавят в индукционных канальных печах типа ИЛК и тигельных индукционных печах. При плавке меди промышленной чистоты применяют следующие шихтовые материалы:

катодную медь М0К, М1К, а также М2, М3 и возвраты производства. Шихту загружают в печь по мере расплавления предыдущей завалки. Поверхность расплава должна быть полностью покрыта слоем древесного угля толщиной 150...200 мм. При плавке меди марок М1, М2, М3 дополнительное раскисление не проводится, а медь тех же марок (по ГОСТ 859-2001) с индексом «р» раскисляют фосфором с помощью лигатуры Cu – P (Cu_3P) из расчета, чтобы меди содержалось не более 0,06% P. Температура расплава в печи поддерживается на уровне 1200...1220 °С, а в миксере 1180...1200 °С.

Бескислородную медь плавят также преимущественно в канальных индукционных печах. Для раскисления меди в этом случае используется древесный уголь, который тщательно прокаливают и дегазируют по специальному режиму, а также сажа. Толщина слоя угля на зеркале расплава должна быть не менее 200...300 мм. Кроме того, расплав тщательно защищен от взаимодействия с атмосферой на всех участках движения жидкой меди – от плавильной печи до кристаллизатора или изложницы.

Окончательное раскисление ведут в миксере, температура расплава в печи составляет 1180...1200 °С, в миксере – 1160...1170 °С, т.е. избегают излишнего перегрева расплава.

Вакуумную медь плавят в индукционных тигельных печах (ВИП). В качестве шихтового материала используют катодную медь двойного рафинирования марок М00 и М0 с содержанием 0,0015...0,0058% O_2 и 0,0002...0,0007% H_2 . После плавки общее содержание газов в меди уменьшается в 10...20 раз. Плавку ведут в графитовых тиглях, причем используют малозольные, плотные, негасотворные сорта графита. Плавку, перегрев и раскисление меди осуществляют в вакууме 1,33 Па при температуре 1350...1400 °С в течение 30...45 мин. Медь раскисляют углеродом тигля и чешуйчатым графитом, который загружают вместе с твердой шихтой из расчета 10 кг на 100 кг меди. Для раскисления меди, кроме углерода, можно использовать бор, кальций, церий, необходимо только тщательно дозировать эти элементы в зависимости от концентрации кислорода в расплаве.

14. 2. Плавка оловянных и свинцовых бронз

Большинство легирующих элементов, входящих в состав оловянных бронз (Sn, Zn, Ni, P), сравнительно хорошо смешиваются с медью, за исключением свинца. При содержании в сплаве Pb более 10% он ликвирует по плотности уже в жидком состоянии, что затрудняет получение расплава с равномерным распределением свинца по всему объему.

Для приготовления деформируемых бронз применяют чистые металлы: медь марок от М1 до М3 (ГОСТ 859-2001), олово от О1 до О3 (ГОСТ 860-75), никель от Н1 до Н4 (ГОСТ 849-97), медь фосфористую МФ9 (ГОСТ 4515-93). В состав шихты для плавки также входят отходы собственного производства (литники, пресс-остатки, бракованные слитки и т. д.). Оптимальным следует считать содержание отходов в шихте, не превышающее 20...30 мас. %. Приготовление оловянных бронз из чистых металлов основывается на физико-химических свойствах компонентов, в частности на их температурах плавления, кипения, сродстве к кислороду и воздействии на растворимость водорода в меди как основы бронз.

Плавку начинают с расплавления меди, которую загружают в печь всю сразу или по частям. Медь должна быть расплавлена в минимально возможное время во избежание насыщения расплава газами. Если в состав расплава входит никель, то его можно загружать в печь одновременно с медью. Однако никель увеличивает склонность меди к адсорбции повышенных концентраций водорода из атмосферы печи, поэтому введение его на поздних стадиях предпочтительнее. После расплавления меди расплав раскисляют фосфором в виде фосфористой меди. Количество раскислителя зависит от концентрации кислорода в расплаве и может быть рассчитано по следующему соотношению:

$$[P] = 0,01177T - 25,18[O],$$

где $[P]$ – концентрация фосфора для раскисления, мас. %;

$[O]$ – исходная концентрация кислорода в расплаве, мас. %;

T – температура расплава, К.

Фосфористая медь (ГОСТ 4515-93) может содержать различные концентрации фосфора: в МФ9 содержится 7,5...9,5, а в МФ10 – 9,5...11%.

При плавке в тигельных индукционных печах в меди после ее раскисления содержится в среднем 0,01...0,04% кислорода. Фосфористую медь в количестве 0,01...0,04% от массы расплава вводят в металл при температуре 1150...1200 °С, перемешивают расплав графитовой мешалкой. Очередность введения в расплав олова, свинца и никеля влияет на качество расплава. Существуют рекомендации о введении цинка в медь сразу после ее раскисления. При этом полагают, что цинк дораскисляет медь и его присутствие препятствует в дальнейшем растворению в расплаве кислорода и водорода. Кроме того, введение цинка перед оловом устраняет опасность образования SnO_2 и снижает угар олова. Свинец более рационально вводить в последнюю очередь. После его введения расплав перемешивают и разливают. Если в составе шихты есть отходы собственного производства, то вначале загружают крупные отходы, а мелкие следует вводить в жидкий металл, чтобы уменьшить угар.

Оловянные бронзы плавят либо без покровов (под собственным шлаком), либо под покровом древесного угля или солевых флюсов с температурой плавления 850...1100 °С. Наиболее удобны комбинированные покровы из древесного угля и небольших количеств каких-либо солей, например буры.

При непрерывном горизонтальном литье заготовок из оловянных бронз БрОЦС5-5-5 рекомендуются сравнительно низкие температуры литья – 1020...1060 °С, при литье полых заготовок температуру разлива следует повысить.

При вертикальном непрерывном литье также не рекомендуются излишне высокие температуры литья. Максимальная производительность процесса соответствует температурам перегрева 100...150 °С над температурой ликвидуса бронзы. Бронзы БрОЦ10-2 следует заливать при 1100...1150 °С, БрОЦСН3-7-5-1 и БрОЦС5-5-5 – при 1130...1180 °С, БрОФ10-1 – при 1030...1100 °С.

При плавке бронзы БрС30 в индукционных печах в тигель загружают медь и никель (если его применяют) и расплавляют их под покровом древесного угля или углеродосодержащего флюса. Кислород удаляют также раскислением: фосфором (0,02...0,04%) или совместно фосфором (0,02...0,04%) и цинком (0,02...0,05%). Крупные отходы присаживают в печь вместе с медью, а мелкие вводят в расплав под флюс.

Снизить ликвацию свинца при плавке свинцовых бронз можно добавкой 2...2,5% никеля и 0,5% серы. Установлено диспергирующее влияние малых добавок циркония, лития и других элементов.

Иногда свинцовые бронзы получают отдельным расплавлением меди и свинца. Затем жидкий свинец сливают в расплав меди при 1150...1180 °С. Расплав в печи тщательно перемешивают, охлаждают расплав до 1050 °С и быстро заливают металл в форму. Высокосвинцовые бронзы плавят либо в графитошамотных, либо в набивных тиглях. Рекомендуется применять высокоглиноземистые огнеупорные массы на основе дистенсиллиманита с добавками корунда и борной кислоты.

14. 3. Плавка алюминиевых бронз

Алюминиевые бронзы плавят в тигельных индукционных и канальных печах, а также в тигельных и барабанных, отапливаемых газом. Для плавки алюминиевых бронз следует отдать предпочтение индукционным печам, так как они позволяют приготовить расплав в минимальное время и снизить опасность окисления и насыщения его водородом.

В настоящее время при производстве алюминиевых бронз в литейных цехах по производству слитков в качестве шихтовых материалов используют чистые металлы: медь различных марок (от М1 до М3), алюминий технической чистоты марок А7, А6, А5, А, А0, никель Н2, Н3 и Н4 в виде катодов, слитков или гранул, марганец МН95, МН97. Железо вводят в виде обрезков мягкой стали, проволоки и других чистых качественных отходов. Не рекомендуется применять вторичный алюминий, так как он содержит повышенное количество кремния. Для того чтобы обеспечить введение в расплав тугоплавких

компонентов, в практике часто применяют лигатуры Cu – Fe (20...30% Fe), Cu – Mn (25...35% Mn), Cu – Al (50% Al), Cu – Fe – Al, Cu – Fe – Mn, Al – Fe и др.

При плавке алюминиевых бронз в составе шихты применяют различную очередность введения ее составляющих. Технология плавки должна обеспечить получение расплава со стабильным химическим составом и свободным от нежелательных примесей. На очередность загрузки различных составляющих бронз влияет и тип плавильного агрегата.

При плавке в канальных печах ванна расплава, примыкающая к каналу, наиболее разогрета и компоненты обычно загружают в порядке их тугоплавкости: железо, марганец, никель, медь, алюминий. Часто перед введением в расплав меди загружают алюминий полностью или частично. При этом ванна разогревается в результате экзотермического эффекта растворения алюминия в меди, а дальнейшее введение меди снижает температуру расплава в ванне печи до оптимальных пределов. Отходы загружают в конце плавки после введения меди. Железо вводят в расплав, быстро погружая его в жидкий металл, непосредственно примыкающий к каналу печи, где расплав наиболее перегрет и обеспечиваются условия быстрого растворения твердой завалки. Марганец полезно вводить в расплав перед введением железа.

При плавке алюминиевых бронз в тигельных индукционных печах очередность загрузки шихтовых материалов несколько иная. Начинают плавку с разогрева тигля до 700...800 °С, затем загружают всю медь, если сплав готовят из чистых металлов. После расплавления меди и нагрева до 1150...1180 °С применяют операцию раскисления ее фосфором. После этого в расплав вводят никель, железо, марганец в чистом виде или в виде лигатур, энергично перемешивая при этом жидкий металл. В начале плавки иногда вместе с медью загружают никель. Однако эффективность последующего раскисления расплава фосфором при этом снижается из-за более высокого сродства никеля к кислороду, чем у меди.

В производстве применяют различную загрузку отходов при плавке алюминиевых бронз. Отходы загружают в печь либо в начале плавки, либо в конце, либо совместно с медью. Очередность загрузки меди зависит от типа печи, размеров отходов, их чистоты и количества. Обычно при значительных количествах отходов в шихте плавку начинают с их расплавления. Вначале расплавляют крупные отходы, а для уменьшения угара вместе с ними одновременно вводят покровно-рафинирующие флюсы. Чистые металлы и

лигатуры вводят в жидкую ванну, используя принцип растворения более тугоплавких составляющих в легкоплавком расплаве.

При плавке в канальных и тигельных индукционных печах применяют покровы из древесного угля в комбинации с небольшим количеством легкоплавких солей (криолит, бура и др.) или без них. При плавке алюминиевых бронз для заготовленного литья рекомендуется покров из угля и криолита, взятых в соотношении 2:1. Разработаны и опробованы в практике жидкие флюсы, которые состоят из смесей различных хлористых, фтористых солей с добавками других веществ. Выбор этих составов основан на подборе такого смешения солей, чтобы температура их плавления была в пределах 850...1000 °С, а состав обеспечивал высокие смачивающие и рафинирующие свойства по отношению к Al_2O_3 . Для уменьшения потерь металла с флюсами они должны отмечаться низкой вязкостью, чтобы корольки металла не запутывались во флюсе, и одновременно должны быть достаточно вязкими, чтобы самим не запутываться в металле. Флюсы должны быстро всплывать на поверхность после замешивания их в расплав. Кроме того, флюсы должны быть нейтральными по отношению к футеровке.

В табл. 14.1 приведены составы флюсов для рафинирования алюминиевых бронз.

Таблица 14.1

Составы флюсов для рафинирования алюминиевых бронз

Состав флюсов	Расход при плавке, % от массы металла	Основное назначение
Смесь стекольного боя с Na_2CO_3 в соотношении 1:1 с добавками 5...10% фтористых солей	1...2	Покровно-рафинирующий
35% KCl ; 25% Na_3AlF_6 ; 28% $Na_3B_4O_7$; 10% $NaCl$; 2% древесного угля	2...3	Покровно-рафинирующий
40% CaF_2 ; 20% $NaCl$; 40% Na_3AlF_6	2...3	Покровно-рафинирующий
50% силикат-глыбы (жидкое стекло); 43% Na_3AlF_6 ; 7% NaF	2	Покровный
60% NaF ; 20% Na_3AlF_6 ; 20% CaF_2	2	Рафинирующий для обработки в ковше
Графит порошкообразный или бой графита с добавками криолита 50...200 г на 100 кг расплава или буры (1...2%)	Покров толщиной 50...100 мм	Покровный

Большинство из них, содержащих фтористые и хлористые соли, обладают хорошей смачивающей способностью по отношению к Al_2O_3 , однако агрессивны по отношению к футеровке, выделяют вредные для здоровья летучие флюсы, содержащие силикаты, в меньшей степени взаимодействуют с футеровкой, однако обладают высокой вязкостью и относительно невысокой смачивающей способностью.

Температуры заливки алюминиевых бронз зависят от марок, способов литья и могут варьироваться в широких пределах. При литье слитков температуры заливки находятся в пределах 1150...1180 °С. Бронзы, содержащие никель, разливаются при температурах на 20...50 °С выше, чем бронзы, не содержащие никель.

14. 4. Плавка латуней

Для плавки деформируемых латуней в основном применяют индукционные каналные печи типа ИЛК и ИЛКА с кварцевой набивкой. Шихтовые материалы – катодная медь М0, М1, цинк Ц0, Ц1, Ц2, Ц3, никель Н1, Н2, Н3, Н4 и другие металлы различной чистоты в зависимости от марок латуней. Плавку простых латуней (Л96, Л90, Л80 и др.) ведут под покровом древесного угля или карбюризатора, медь загружают в несколько приемов. Перед введением цинка медь иногда раскисляют фосфором из расчета 0,001...0,01% Р от массы меди. В состав шихты, как правило, входит от 15 до 100% отходов. Очередность загрузки шихты при плавке простых латуней следующая: медь, отходы, цинк. При плавке свинцовых и оловосодержащих латуней свинец и олово вводят либо после цинка, либо совместно. Практика показывает, что быстрее всего в ИЛК плавится шихта, состоящая только из медных катодов и цинка или только из латунных отходов собственного производства.

При плавке латуней, содержащих тугоплавкие легирующие элементы, их загружают в печь в порядке их тугоплавкости. Например, при плавке латуни ЛМцАЖС вначале плавят медь, затем вводят марганец (или лигатуру Cu – Mn), далее железо (или лигатуру Cu – Fe), отходы, алюминий и свинец. Железо можно загружать и перед введением марганца. При плавке латуней, содержащих никель, чистый никель или отходы мельхиора загружают вместе с медью в начале плавки.

При плавке латуней в печах типа ИЛК наиболее важная статья потерь – металл в шлаке в виде корольков. Для уменьшения потерь металла со шлаком и снижения степени испарения и окисления цинка применяют плавку под солевыми покровными флюсами, например состава 60% NaCl, 30% Na₂CO₃ и 10% Na₃AlF₆, в количестве 0,5...0,6% от массы шихты. Можно применять флюс, состоящий из 50% силикат-глыбы (mNa₂O·SiO₂), 30% буры и 20% криолита, в количестве 0,2...0,4% от массы шихты. Кроме того, применяют комплексные покровы из углеродсодержащих покрытий (древесный уголь, графитовый бой) с добавкой солей (криолит, смесь буры и NaCl и др.) в количестве 0,1...0,5% от массы шихты.

Температуры заливки латуни зависят от марок сплавов. Ниже приведены температуры заливки некоторых простых и сложнoleгированных латуней.

Латунь	<i>T</i> , °С	Латунь	<i>T</i> , °С
Л96	1180...1200	Л68	1120...1140
Л90	1170...1190	Л63	1130...1180
Л85	1160...1180	ЛС59-1	1020...1050
Л80	1130...1160	ЛС63-3	1030...1060
Л70	1130...1150	ЛЖМЦ59-1-1	1040...1080

Рекомендуемые температуры заливки превышают температуры ликвидуса латуней примерно на 150 °С. Чем меньше температуры, при которых заливают латунь, тем выше механические свойства и меньше угар металла.

14. 5. Плавка медно-никелевых сплавов

Медно-никелевые сплавы по сравнению с другими сплавами на основе меди перегревают до более высоких температур (до 1400...1500 °С). В связи с этим они способны растворять повышенное количество кислорода и водорода. Присутствие никеля в сплавах придает им способность к взаимодействию с углеродом, тогда как для большинства медных сплавов углерод практически нейтрален.

Медно-никелевые сплавы плавят в индукционных тигельных печах и в индукционных канальных печах с магнезитовой футеровкой, в основе которой

содержится 98% плавленного магнезита (периклаза) и 2% буры. Может быть использована футеровка следующего состава: дистенсиллимонитовый концентрат двух фракций ДСК – П и ДСК – 3 (соответственно 10...12 и 41...48 мас. %), электрокорунд 35 (40...45%) и 1,5...2% борной кислоты.

Ряд медно-никелевых сплавов (МН0,6, МН5 и МН16, нейзильберы, куниали и др.) можно плавить в графитошамотных тиглях, если температура перегрева расплава не более 1350 °С. Сплавы с относительно небольшим содержанием никеля плавят под покровом древесного угля.

При плавке сплавов типа МН30 рекомендуется применять флюсы из смеси солей либо комбинированные, т. е. из углеродсодержащего компонента и солевых флюсов.

При плавке медно-никелевых сплавов применяют шихту из чистых металлов, а именно катодной меди, никеля Н1, Н2, цинка, алюминия и лигатур Cu – Fe, Cu – Mn и др. Тугоплавкие металлы, такие как вольфрам, молибден и другие, рекомендуется вводить в виде комплексных лигатур. В состав шихты входят также отходы (до 50%).

При плавке мельхиоров в канальных печах вначале загружают никель и тугоплавкие компоненты (железо или лигатуру Fe – Cu), покрывая поверхность флюсом (например, боем стекла). По мере расплавления вводят крупные отходы, марганец или лигатуру Cu – Mn, а затем медь.

При плавке нейзильберов принята следующая последовательность введения компонентов шихты в печь: никель, медь, а в конце плавки – отходы и цинк. Рекомендуется вводить цинк в виде отходов и латуни, что обеспечивает его минимальный угар.

Куниали плавят под покровом древесного угля, иногда с добавками криолита. Большое значение в процессе приготовления медно-никелевых сплавов имеет раскисление расплава непосредственно перед разливкой. Для раскисления используют углерод, фосфор, марганец, кремний, алюминий, магний, литий, цирконий и др.

Мельхиор при плавке в индукционных печах раскисляют сначала марганцем (150 г на 100 кг шихты), затем фосфористой медью (50 г на 100 кг шихты), магнием и в конце кремнием.

14. 6. Непрерывное литье меди и медных сплавов

Способ непрерывного литья сплавов получил широкое распространение при производстве слитков (литых заготовок) для последующей их обработки давлением.

Процесс непрерывного литья слитков в отличие от метода наполнительного литья характеризуется достаточно стабильным во времени и пространстве (квазистационарным) положением фронта затвердевания при одновременном подводе расплавленного металла и вытягивании слитка. Это обстоятельство обеспечивает получение литых заготовок высокого качества. Для достижения высоких показателей процесса (экономичности, качества литого металла и производительности) необходимо выбрать и реализовать рациональные технические решения по всем основным переделам технологического процесса, начиная от подготовки шихты, вспомогательных материалов, режимов плавки и заканчивая получением слитка и деформированного полуфабриката.

Технические требования к технологии, конструкции оборудования и оснастке находятся в прямой зависимости от свойств разливаемых металлов и сплавов.

Наибольшее распространение при производстве слитков из меди и медных сплавов получил способ вертикального непрерывного литья в кристаллизаторы скольжения (рис.14.1).

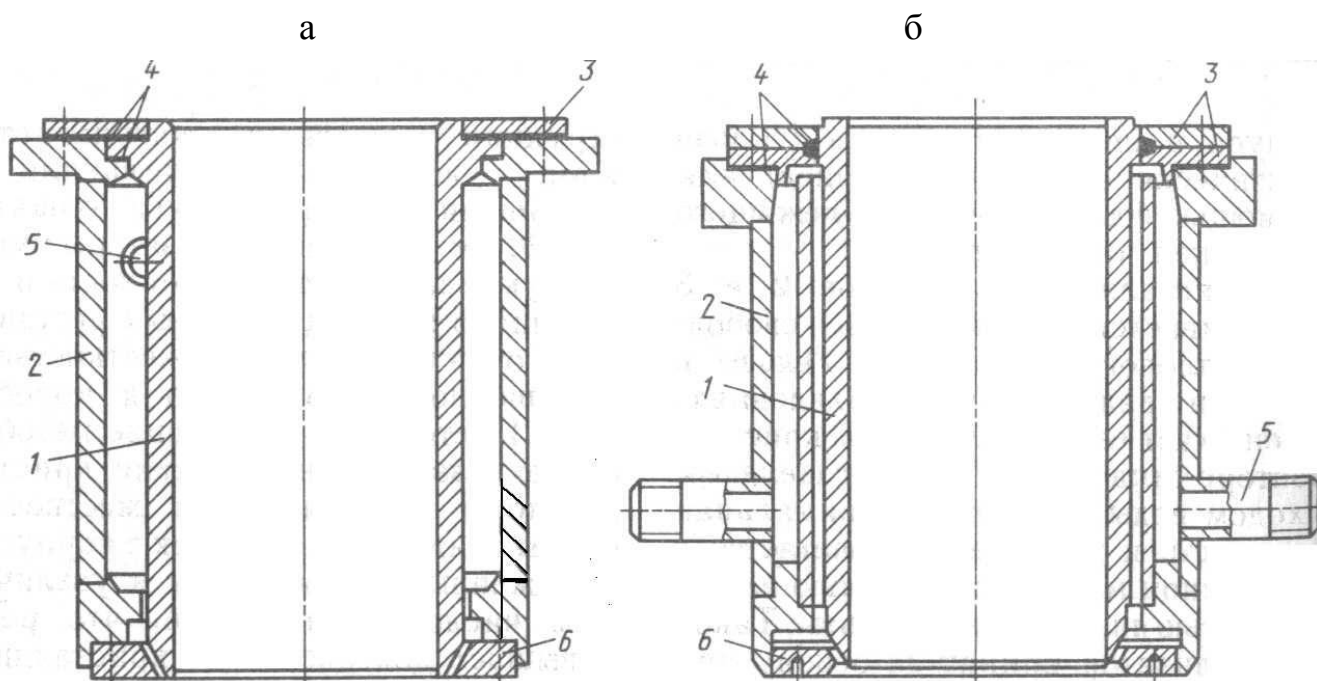


Рис. 14.1. Схема однокамерного (а) и двухкамерного (б) кристаллизаторов скольжения: 1 – гильза; 2 – корпус; 3 – верхний фланец; 4 – прокладки; 5 – патрубок; 6 – нижний фланец

Литые заготовки малого сечения для последующей холодной деформации получают путем вытягивания расплава из кристаллизаторов скольжения в горизонтальном направлении или вертикально вверх (рис. 14.2–14.4).

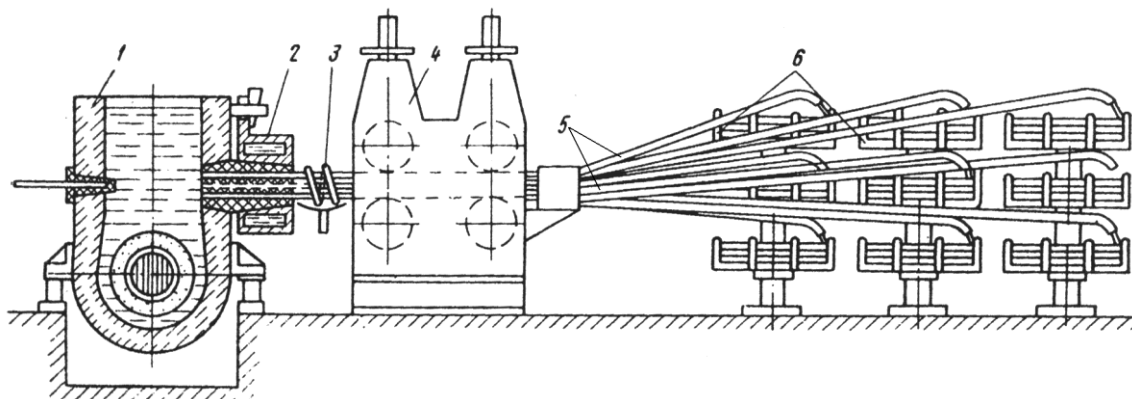


Рис. 14.2. Девятиручьева установка непрерывного горизонтального литья: 1 – индукционный каналный миксер; 2 – кристаллизатор; 3 – узел вторичного охлаждения; 4 – тянущая клетка; 5 – направляющие трубы; 6 – моталки

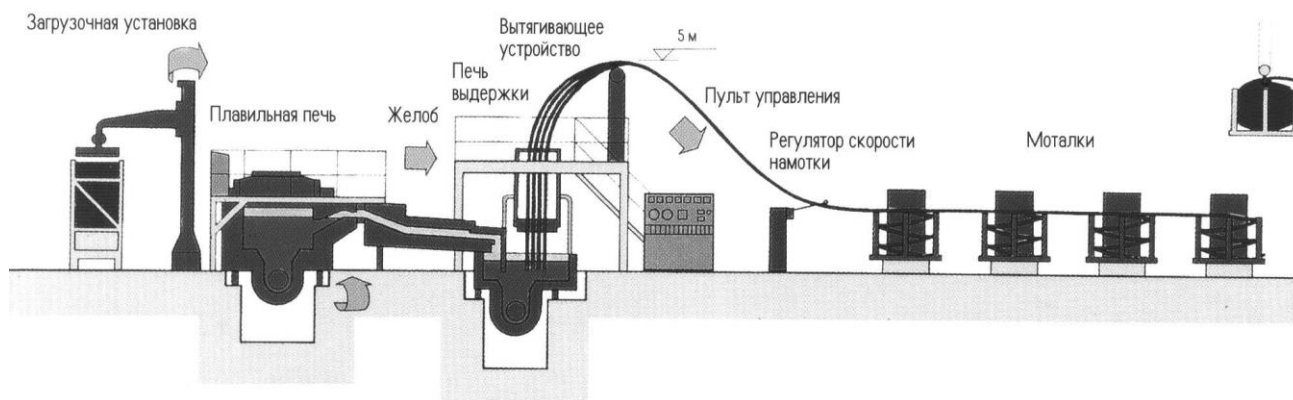


Рис. 14.3. Установка непрерывного литья заготовок вертикально вверх фирмы Outokumpu

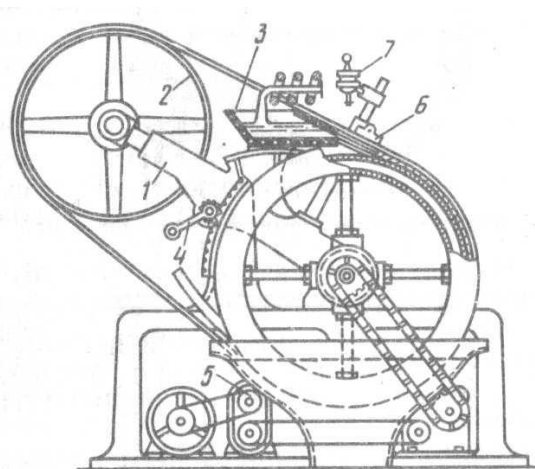


Рис. 14.4. Схема машины с роторным кристаллизатором (установка Проперцы): 1 – качающийся рычаг; 2 – направляющий ролик ленты; 3 – разливочное устройство; 4 – рукоятка; 5 – регулятор скорости; 6 – пористый лист; 7 – масленка

Медь и медные сплавы отличаются широким диапазоном изменения физических свойств, особенно по теплопроводности, температуре и интервалу кристаллизации, характеру кристаллизации в интервале температур, химической активности по отношению к кислороду, углероду и другим элементам. В связи с этим особенно актуален дифференцированный подход к выбору рациональной технологии плавки и литья, конструкции литейной оснастки. В связи с повышенной склонностью меди и медных сплавов к окислению заливку металла в кристаллизатор проводят закрытой струей под уровень расплава в кристаллизаторе. При этом графитовый или керамический распределитель погружают непосредственно в расплав. Плавку меди ведут под прокаленным древесным углем, медных сплавов – под слоем покровных флюсов, составы которых приведены в табл. 14.2.

Таблица 14.2

Составы покровно-защитных флюсов

Сплав	Содержание компонентов в покровно-защитном флюсе, мас. %	Температура плавления флюса, °С
Техническая медь	Прокаленная сажа	–
	Na ₂ CO ₃ 10...30; Na ₂ B ₄ O ₇ 30...80; NaCl или CaCl ₂ 4...15; Na ₃ AlF ₆ 3...15; KHF ₂ 5...25	730
	Na ₂ B ₄ O ₇ 60; KCl 15; NaCl 10; CaSO ₄ 4; K ₂ CO ₃ 3; Na ₂ CO ₃ 3; LiCO ₃ 3; Na ₂ O 2	700
	Натрий-борсиликатное стекло	600...800
	SiO ₂ 40; B ₂ O ₃ 50; Na ₂ O 10	670
	H ₂ BO ₃ 81...83; Na ₂ CO ₃ 17...19	650...700
	Na ₂ O 25...28; Al ₂ O ₃ 1,0...1,5; MgO 0,5...1,0; SiO ₂ остальное	830
Латуни Л90, Л96	Октаборат натрия Na ₂ O·4B ₂ O ₃	–
Латуни ЛС59-1, Л63, Л68 и др.	Бура Na ₂ O·2B ₂ O ₃	741
	Na ₂ O·4B ₂ O ₃ 50; Na ₃ AlF ₆ 50	868

К технологическим контролируемым параметрам непрерывного литья относятся: температура расплава, скорость литья, давление и расход воды в зоне первичного и вторичного охлаждения слитка.

К числу особенностей процесса непрерывного литья, которые необходимо учитывать, относится не только изменение поверхности слитка, но и коэффициент теплоотдачи от слитка к кристаллизатору, непостоянство удельных тепловых потоков по высоте кристаллизатора, вызванное ростом величины воздушного зазора между поверхностью слитка и стенкой кристаллизатора. Для простоты расчета процесса теплообмена в кристаллизаторе можно разбить высоту кристаллизатора на зону плотного контакта слитка с кристаллизатором и зону газового зазора. Однако исследования последних лет говорят о том, что в процессе литья нет постоянного контакта слитка с кристаллизатором ни на одном уровне кристаллизатора. Электроконтактный метод исследования позволил определить наличие таких контактов и радикально изменить представления об условиях взаимодействия поверхности слитка с поверхностью кристаллизатора. Контакт поверхности слитка с поверхностью кристаллизатора обладает признаками неупорядоченного, случайного (во времени и месте) процесса, и для его исследования применимы статистические методы. Есть мнение, что для установившейся стадии непрерывного литья имеются основания считать площадь контакта стационарной функцией времени.

Случайный характер возникающих контактов слитка с кристаллизатором приводит к неравномерности плотности тепловых потоков на различных горизонтах слитка, которые сложно учесть и еще сложнее прогнозировать. Для определения плотности теплового потока можно воспользоваться выражением

$$q = (1 - \eta)c \left[\left(\frac{T_c}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_k}{100} \right)^4 \right] + \eta \alpha_{\text{конт}} (T_c - T_k),$$

где $\alpha_{\text{конт}} = 2,1 \cdot 10^4 \frac{\rho \bar{\lambda}}{3\sigma_B}$ – коэффициент теплоотдачи в области контакта;

σ_B – предел прочности менее пластичного материала соприкасающихся поверхностей;

$\bar{\lambda} = 2\lambda_1\lambda_2(\lambda_1 + \lambda_2)$ – приведенный коэффициент теплопроводности;

λ_1, λ_2 – коэффициенты теплопроводности контактирующих тел (слитка и стенки кристаллизатора);

T_c, T_k – температура поверхности слитка и кристаллизации сплава соответственно;

η – относительная площадь контакта;

c – теплоемкость сплава.

Преимущество этого метода заключается в том, что все члены уравнения могут быть получены в эксперименте. Анализ уравнения показывает, что увеличение η и $\alpha_{\text{конт}}$ приводит к резкому возрастанию теплового потока в области контакта слитка и стенки кристаллизатора. В дальнейшем тепловой поток уменьшается вследствие образования газового зазора.

Необходимость уменьшения скачков теплового потока очевидна, так как снижается вероятность образования трещин, деформации кристаллизатора и быстрого его износа.

Одним из основных параметров непрерывного литья является глубина лунки, которая в значительной степени зависит от технологических параметров литья и свойств сплавов.

Значительный перегрев металла над линией ликвидус оказывает негативное влияние на качество поверхности и структуру слитка. Для получения равноосной структуры слитка необходимо создание по всему объему слитка минимального градиента температур, введение в расплав катализаторов, вызывающих гетерогенное образование зародышей.

Обычно контролируют следующие показатели качества слитков: химический состав сплава, состояние поверхности, наличие внутренних трещин, плотность металла, макроструктуру, микроструктуру, содержание кислорода и неметаллических включений.

Дефекты, возникающие в слитках, и структура тесно связаны с теплофизическими условиями их формирования и технологическими факторами. Особенно тесная связь существует между интенсивностью теплообмена и возникновением поперечных поверхностных трещин и прорывов металла, внутренних трещин, зональной ликвации и газоусадочной пористости, дисперсности микроструктуры. Кроме того, на возникновение дефектов в слитках наряду с теплофизическими факторами существенное влияние оказывают технологические параметры литья и состояние оборудования и оснастки.

15. НОВЫЕ ТЕХНИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ В ОБЛАСТИ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И ЛИТЬЯ ДЕФОРМИРУЕМЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

В этом разделе представлены результаты патентного обзора изобретений всех стран мира в области разработки новых деформируемых сплавов на основе меди, а также методов их обработки при наличии операций литейного производства.

15. 1. Новые технические решения в области материаловедения медных сплавов

Немецкая фирма DIEHL METALL STIFTUNG & CO KG получила патенты Германии № DE102005059391, США № US2008240973, международный патент № WO2007068368, европейский патент № EP1960560 и патент Южной Кореи № KR20080080156¹ на медно-цинковый сплав и изготовленное из него кольцо синхронизатора (рис.15.1).

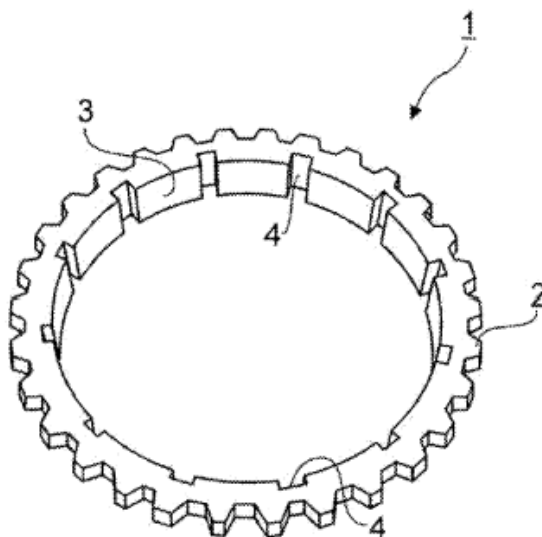


Рис. 15. 1. Кольцо синхронизатора из медного сплава по патенту США № US2008240973 фирмы DIEHL METALL STIFTUNG & CO KG (обозначения в тесте)

¹ Пат. KR20080080156 Южная Корея, C22C9/04; C22C9/02; F16D23/02. Copper-zinc alloy and synchronizing ring produced therefrom / Norbert Gaag; Meinrad Holderied; Friedrich Gebhard; заявитель DIEHL METALL STIFTUNG & CO KG; опубл. 02.09.2008.

Сплав содержит, мас. %: Cu 55...75; Al 0,1...8; Fe 0,3...3,5; Mn 0,5...8; Ni 0...5; Pb 0...0,1; Sn 0...3; Si 0,3...5; Co 0...0,1; Ti 0...0,05; P 0...0,02; остальное – цинк.

Кольцо синхронизатора 1 имеет внутреннюю поверхность 3, которая контактирует с конической фрикционной втулкой (не показана). Зубья 2 расположены по периферии кольца для зацепления с ответной нарезкой. Для улучшения стекания смазки внутренняя поверхность кольца снабжена каналами 4, выполненными в осевом направлении.

Японская фирма HITACHI CABLE получила патент США № US2008283159² на мягкий сплав из меди, проволоку и листовую заготовку. Способ получения этого сплава включает разливку сплава меди, содержащей не более 10 ppm кислорода и 0,005...0,6 мас. % индия. В результате получается равноосная структура слитка (рис. 15.2). Заготовку затем прокатывают, подвергают волочению и отжигу.

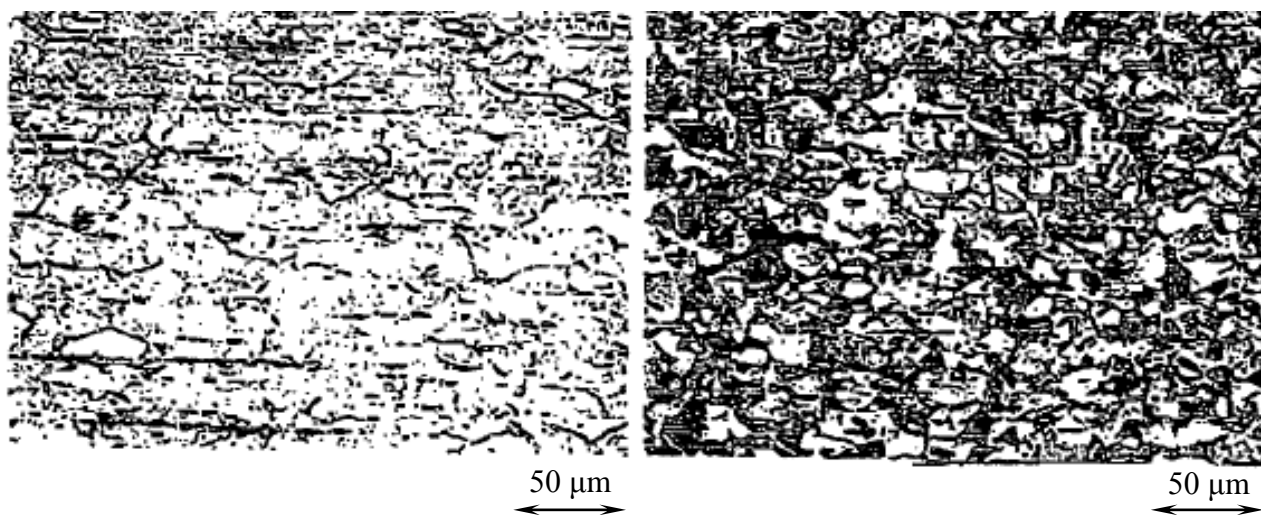


Рис.15.2. Микроструктура сплава по прототипу (слева) и сплава по патенту США № US2008283159 японской фирмы HITACHI CABLE (справа)

² Пат. US2008283159 США, C22F1/08; B22D23/00. Soft copper alloy, and soft copper wire or plate material / Aoyama Seigi; Endo Yuju; Hiruta Hiroyoshi; заявитель HITACHI CABLE; опубл. 20.11.2008.

Японская фирма SANBO SHINDO KOGYO KABUSHIKI К получила патент США № US2008216759³ и дополняющие его патенты № EP1777305, EP1777305, US2008253924, US2007169855, US2007169854 на медный сплав, который может эксплуатироваться в морской воде, и его использование в технике, в частности при изготовлении сетей для ловли рыбы (рис.15.3).

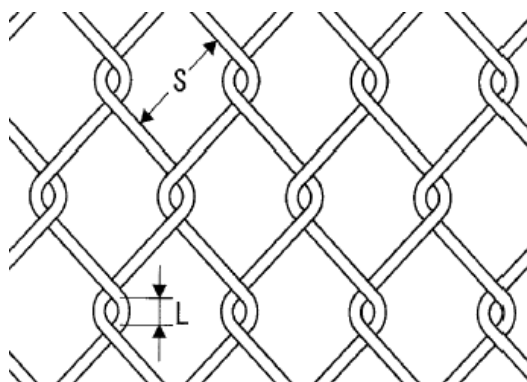


Рис. 15.3. Сеть из медного сплава по патенту США № US2008216759 японской фирмы SANBO SHINDO KOGYO KABUSHIKI: L и S – характерные размеры ячейки

Проволока для плетения сети имеет следующий химический состав, мас. %: 62...91 Cu, 0,01...4 Sn, остальное – Zn. Медный сплав имеет фазовый состав, включающий альфа-фазу, гамма-фазу и бета-фазу при общем их количестве 95...100%.

Химический состав этого медного сплава позволяет получить коррозионно-стойкий материал, который в то же время не вредит экологии, поскольку является безвредным для окружающей среды, что является важным аспектом его применения для морской флоры и фауны.

³ Пат. US2008216759 США, A01K61/00; C22C9/02; C22C9/04. Structure used in seawater, copper alloy wire or bar forming the structure, and method for manufacturing the copper alloy wire or bar / Oishi Keiichiro; заявитель SANBO SHINDO KOGYO KABUSHIKI К; опубл. 11.09.2008.

Японская фирма SUMITOMO ELECTRIC INDUSTRIES и университет в префектуре OSAKA получили патент Японии № JP2008169422⁴ на состав медного сплава и способ производства из него электрического провода или кабеля. Цель этого изобретения – получить сплав с повышенными значениями относительного удлинения и электропроводности. Медный сплав содержит 0...1,1 мас. % гафния и характеризуется относительным удлинением не менее 5%. Такие свойства достигаются старением сплава при температуре 300...500 °С.

В 2008 г. американская фирма FISK ALLOY WIRE INC получила патент Японии № JP2008095202⁵, а также патенты в Европе, США и Китае № EP1482063, US2004238086, JP2004353081, CN1574107 на проволоку из медного сплава и способ ее производства.

Предлагаемый сплав содержит 0,05...0,9 мас. % магния и не более 15 ppm примесей. Диаметр проволоки при этом составляет величину не более 0,254 мм (0,010 дюйма), временное сопротивление не менее 100 ksi (689 МПа), а электропроводность не менее 60% IACS. Сплав предложен в качестве альтернативы кадмиевой бронзе, которая признана канцерогенным материалом.

Для получения необходимой структуры металла предусматривается реструктурирующий отжиг в диапазоне 650...1050 °F (343...565 °С) в течение 1...5 ч, предпочтительно 2...3 ч.

В одном из вариантов сплав может содержать, мас. %: 0,01...0,3 Р; 0,01...1,0 Fe, предпочтительно не более 0,5 Fe; 0,01...0,5 Ni; 0,01...0,2 Ag; 0,01...0,2 Sn, предпочтительно менее 0,1 Sn, и/или 0,01...0,5 Zn.

На графике рис. 15.4 отображена зависимость временного сопротивления от относительного обжатия для материала, содержащего 0,15% Mg и 0,10% Sn.

⁴ Пат. JP2008169422 Япония, C22C9/00; C22F1/08; H01B1/02; H01B5/02; H01B7/00. Copper alloy, manufacturing method therefor, and electric wire or cable using copper alloy/ Tanji Akira; Kuwabara Tetsuya; Nishikawa Taichiro и др.; заявитель SUMITOMO ELECTRIC INDUSTRIES; UNIV OSAKA PREFECTURE; опублик. 24.07.2008.

⁵ Пат. JP2008095202 Япония, C22C9/00; C22C9/02; C22C9/04; C22C9/06. Copper alloy wire and process for producing the same / Saleh Joseph; заявитель FISK ALLOY WIRE INC; опублик. 24.04.2008.

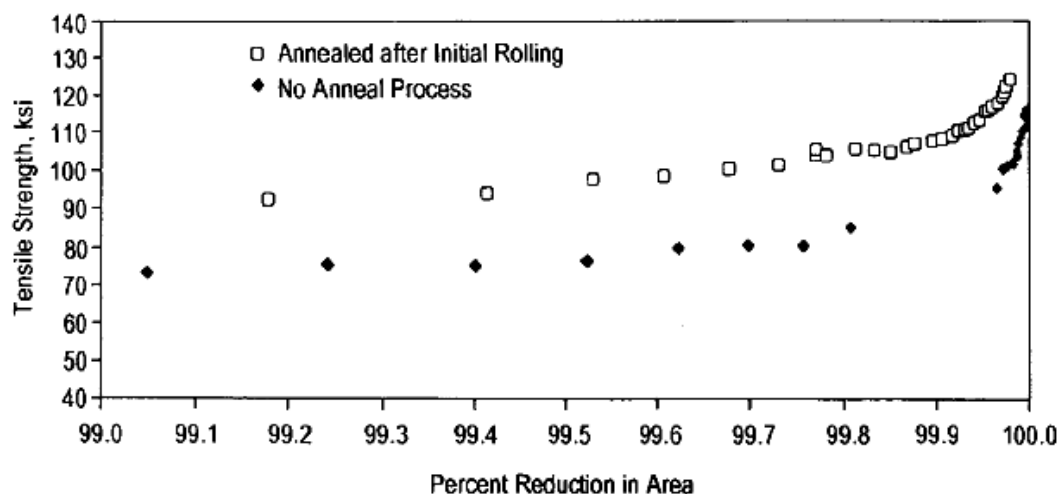


Рис. 15.4. Влияние относительного обжатия на временное сопротивление для проволоки, изготовленной по патенту Японии № JP2008095202 фирмы FISK ALLOY WIRE INC в двух вариантах: с отжигом после прокатки (верхняя зависимость) и без отжига (нижняя зависимость)

Как видно из графика, прочностные свойства получаемого материала находятся в сильной зависимости от наличия в технологии реструктурирующего отжига.

Японская фирма YAZAKI CORP получила патент Японии № JP2008027640⁶ на электрический кабель для автомобиля и высокопрочную проволоку из медного сплава. Сплав на основе меди для изготовления проволоки содержит 0,25...0,35 мас. % олова, заготовку для обработки получают непрерывным литьем. Необходимый уровень свойств достигают обработкой материала на твердый раствор.

Японские фирмы HITACHI CABLE и HITACHI SEISEN KK получили патент Японии № JP2008001933⁷ на медный сплав, метод получения соединителя из медного сплава и производство кабеля. Предлагаемый материал содержит, мас. %: 0,001...0,1 O₂, 0,4...0,7 Sn – в качестве первого легирующего элемента и 0,01...0,4 – второго легирующего элемента,

⁶ Пат. JP2008027640 Япония, H01B5/02; C22C9/02; H01B5/08; H01B7/00. Electric wire for automobile using highly strengthened copper alloy wire / Yoshinaga Satoshi; заявитель YAZAKI CORP; опубл. 07.02.2008.

⁷ Пат. JP2008001933 Япония, C22C9/02; B21B1/00; B21B3/00; C22F1/08; H01B1/02; H01B5/02. Copper alloy material, copper alloy conductor and its production method, trolley wire for overhead contact wire, and cable / Kuroda Hiromitsu; Hiruta Hiroyoshi; Aoyama Masayoshi; заявитель HITACHI CABLE; HITACHI SEISEN KK; опубл. 10.01.2008.

имеющего сродство с кислородом большее, чем Sn. Суммарное количество первого и второго легирующих элементов находится в пределах 0,41...0,8 мас. %. Заявленная прочность материала составляет не менее 450 МПа, а электропроводность не менее 60% IACS.

Японские фирмы MITSUBISHI CABLE IND LTD и HIGASHI NIPPON RYOKAKU TETSUDO получили патент Японии № JP2007197764⁸ на троллейный провод из медного сплава и способ его производства. Провод рассчитан на эксплуатацию при повышенной температуре. Он изготавливается из сплава, содержащего, мас. %: 1,8...3,0 Ni, 0,4...0,8 Si, 0,1...0,8 Cr, остальное – медь и примеси. Производство состоит из нескольких ступеней. На первой ступени получают сплав, на второй ступени его подвергают разливке и получают проволочную заготовку. На третьей ступени производят термическую обработку при температуре 700...1000 °С. На четвертой стадии холодной обработки заготовке придают форму троллейного провода. Пятая стадия связана с термической обработкой продукта при 300...600 °С.

Японская фирма HITACHI CABLE получила патент США № US2007187134⁹ на особо тонкую проволоку из медного сплава и кабельные изделия из этой проволоки. Проволоку изготавливают диаметром 0,010...0,025 мм из сплава на основе меди, содержащего 1...3 мас. % серебра. Временное сопротивление проволоки не менее 850 МПа, электропроводность не менее 85% IACS, относительное удлинение 0,5...3,0%.

На рис. 15.5 изображен один из вариантов кабельного изделия из проволоки с упомянутым химическим составом.

⁸ Пат. JP2007197764 Япония, C22C9/06; B21C1/00; C22F1/08; C22F1/00. Trolley wire of copper alloy and manufacturing method therefor / Hashimoto Koji; Hosokawa Koichi; Honda Teruichi [et al.]; заявитель MITSUBISHI CABLE IND LTD; HIGASHI NIPPON RYOKAKU TETSUDO; опублик. 09.08.2007.

⁹ Пат. US2007187134 США, C22F1/08; H01B5/00. Extra-fine copper alloy wire, extra-fine copper alloy twisted wire, extra-fine insulated wire, coaxial cable, multicore cable and manufacturing method thereof / Detian Huang; Kuroda Hiromitsu; Matsui Hakaru [et al.]; заявитель HITACHI CABLE; опублик. 16.08.2007.

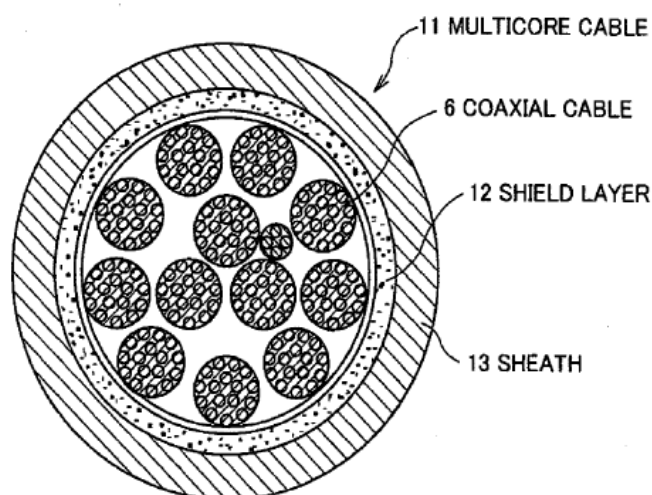


Рис. 15.5. Кабельное изделие на основе проволоки из медно-серебряного сплава по патенту США № US2007187134 японской фирмы HITACHI CABLE: 6 – коаксиальный кабель; 11 – многослойный кабель; 12 – экранирующая оболочка (сохранено графическое изображение, приведенное в описании к патенту)

Японская фирма HITACHI CABLE получила патент Японии № JP200716968610 на особо тонкую проволоку из медного сплава и метод ее производства. Проволока изготавливается диаметром менее 25 мкм и обладает сочетанием высокой прочности и низким электрическим сопротивлением, хорошо противостоит разупрочнению при воздействии повышенных температур.

Японская фирма HITACHI CABLE получила патент Японии № JP2007169686¹¹ на метод производства проводника из медного сплава. В качестве легирующего элемента в расплав меди подают олово, полученный сплав разливают при температуре 800...900 °С и подвергают горячей прокатке при 800...900 °С с получением катанки. Осуществляют холодную обработку с получением проволоки.

¹⁰ Пат. JP2007169686 Япония, C22C9/00; C22F1/08; H01B5/02; H01B5/08; H01B11/18. Extra-fine copper alloy wire, extra-fine copper alloy stranded wire, and their manufacturing method / Kuroda Hiromitsu; Okada Ryohei; Masui Shinichi [et al.]; заявитель HITACHI CABLE; опубл. 05.07.2007.

¹¹ Пат. JP2007056370 Япония, C22F1/08; C22C9/02; C22F1/00. Method for producing copper alloy conductor for contact wire, and copper alloy conductor for contact wire / Hiruta Hiroyoshi; Aoyama Masayoshi; Kuroda Hiromitsu [et al.]; заявитель HITACHI CABLE; опубл. 08.03.2007.

В 2008 г. изобретателями из г. Иваново получена целая гамма патентов РФ на химические составы медных сплавов, имитирующих благородные металлы, например патент РФ № 2339720¹². Изобретение относится к металлургии и может быть использовано для изготовления ювелирных изделий, наградных знаков, монет, столовой посуды, предметов декоративно-прикладного искусства. Для повышения устойчивости сплава к окислению предлагаемый сплав содержит, мас. %: 0,15...0,25 Zr; 2,2...2,5 Au; 2,2...2,5 In; медь – остальное.

По патенту РФ №2339719¹³ сплав на основе меди содержит, мас. %: 0,1...0,3 Zr; 0,04...0,045 Cr. В состав сплава также входит еще один компонент из следующей группы: Ce, Pr, Nd, Pm, Sm, Eu, Gd, Tb, Ho, Er, Tm, Yb, Lu в количестве 0,01...0,13; Re 0,08...0,12; медь – остальное. Предел прочности сплава при растяжении составляет 200...220 МПа.

Зарубежная фирма СВИССМЕТАЛ-ЮМС ЮЗИН МЕТАЛЛЮРЖИК СЮИСС СА подала заявку ¹⁴ на выдачу патента РФ на способ производства металлического продукта, состоящего из сплава, содержащего, мас. %: 1...20 Ni; 1...20 Sn, 0,2...2 Pb, медь – остальное. Способ производства включает термическую обработку, стадию нагрева и гомогенизации сплава, определение достаточно медленной скорости охлаждения для предотвращения растрескивания и достаточно высокой для ограничения образования двухфазной структуры и последующую стадию охлаждения с заданной скоростью. В этом способе после термической обработки следует стадия холодной деформации, осуществляемая прокаткой, волочением в проволоку, формованием с вытяжкой или ковкой. Скорость охлаждения на стадии охлаждения термической обработки составляет от 10 до 24000 °С/мин, или от 10 до 4000 °С/мин, или от 100 до 1500 °С/мин.

¹² Пат. 2339720 РФ, С22С9/00. Сплав на основе меди / Щепочкина Ю. А.; заявитель она же; опубл. 27.11.2008.

¹³ Пат. 2339719 РФ, С22С9/00. Сплав на основе меди / Щепочкина Ю. А.; заявитель она же; опубл. 27.11.2008.

¹⁴ Пат. заявка 2006135401 РФ, С22С9/06. Поддающийся механической обработке сплав на основе меди и способ его производства / Венсан Э.; заявитель СВИССМЕТАЛ-ЮМС ЮЗИН МЕТАЛЛЮРЖИК СЮИСС СА; опубл. 20.04.2008.

Хабаровский государственный технический университет получил патент РФ № 2232200¹⁵, защищающий сплав на основе меди. Изобретение относится к области цветной металлургии. Предложен сплав на основе меди, содержащий компоненты при следующем соотношении, мас. %: 0,5...1,5 Fe; 0,1...0,2 Zr; 0,01...0,02 P; 0,1...0,3 Si; 0,03...0,1 W; медь – остальное. Техническим результатом изобретения является получение медного сплава с повышенной твердостью.

Уральский государственный технический университет – УПИ и ОАО «Ревдинский завод по обработке цветных металлов» получили патент РФ № 2303641¹⁶ на медно-никелевый деформируемый сплав. Технической задачей изобретения является устранение опасности трещинообразования в слитках из медно-никелевого сплава.

Медно-никелевый деформируемый сплав с добавками железа и марганца дополнительно содержит магний при следующем соотношении ингредиентов, мас. %: 5...33 Ni; 0,4...2,0 Fe; 0,3...1,5 Mn; 0,006...0,04 Mg; медь и примеси – остальное.

В данном сплаве расширен диапазон содержания никеля, поскольку никель имеет неограниченную растворимость в меди, а практика эксплуатации изделий из сплава показала востребованность полуфабрикатов конструкционного назначения при содержании никеля от 5 до 33 мас. %, что обеспечивает необходимые антикоррозионные свойства сплава. Кроме того, диапазон содержания железа расширен смещением в меньшую сторону нижней границы содержания этого элемента, поскольку в некоторых стандартах, например EN12451, востребованным является сплав CuNi30Fe1Mn именно с такой нижней границей. Расширен также диапазон содержания марганца, что объясняется востребованностью материала с содержанием марганца до 1,5% по тому же стандарту.

¹⁵ Пат. 2232200 РФ, С22С9/00. Сплав на основе меди / Григорьев В. М., Белоус Т. В.; заявитель Хабаровский государственный технический университет; опубл. 10.07.2004.

¹⁶ Пат. 2303641 РФ, С22В15/14 Медно-никелевый деформируемый сплав / Логинов Ю. Н., Мысик Р. К., Брусницын С. В. [и др.]; заявитель ГОУ ВПО УГТУ–УПИ и ОАО "Ревдинский завод по обработке цветных металлов"; опубл. 20.04.2004.

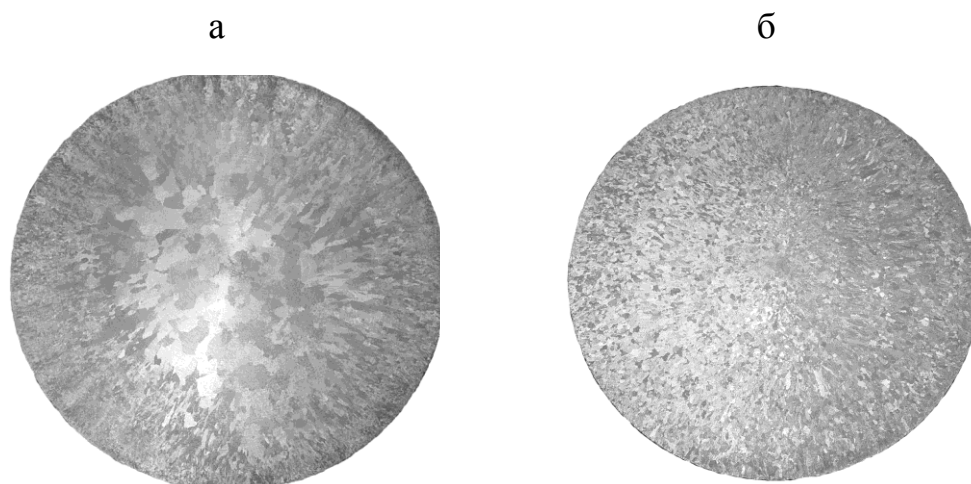


Рис. 15.6. Структура медно-никелевого сплава в состоянии обычного изготовления (а) и по патенту РФ № 2303641 Уральского государственного технического университета – УПИ и Ревдинского завода по обработке цветных металлов (б)

Содержание железа в интервале 0,4...2,0% и марганца в интервале 0,3...1,5% позволяет обеспечить стойкость сплава против коррозии в атмосфере аммиака и в щелочной среде. Применение в составе сплава магния на уровне 0,006...0,04% позволяет обеспечить резкое измельчение зерна в литом состоянии, а также избавиться от трещинообразования при полунепрерывном литье слитков. Последний факт доказан экспериментами, выполненными в производственных условиях.

На рис. 15.6, а изображена фотография поперечного темплета слитка полунепрерывного литья, отлитого из сплава по прототипу, а на рис.15.6, б – фотография темплета слитка полунепрерывного литья сплава предлагаемого химического состава.

На приведенных фотографиях видно крупнозернистое дендритное строение металла до применения приемов по изобретению и резкое измельчение зерна при использовании этих приемов.

Уральский государственный технический университет–УПИ и ОАО «Ревдинский завод по обработке цветных металлов» получили патент РФ № 2309499¹⁷ на профиль для коллекторов электрических машин.

Профиль для коллекторов электрических машин имеет форму равнобедренной трапеции в сечении, перпендикулярном длине профиля. Часть профиля, примыкающая к меньшему основанию трапеции, выполнена из меди, а часть профиля, прилегающая к большему основанию трапеции, выполнена из медного сплава.

При этом часть профиля, прилегающая к большему основанию трапеции, может быть выполнена из кадмиевой бронзы.

В канальной индукционной печи ИЛК-1,2 получают расплав меди и подают его на вертикальную установку полунепрерывного литья конструкции ИЗТМ, снабженную медным кристаллизатором диаметром 100 мм. Установка полунепрерывного литья снабжена устройством для ввода в кристаллизатор легирующего элемента (например, кадмия) в виде проволоки или прутка. Проволока или прутки расплавляются в лунке расплава основного металла – меди, диффундируют в него с образованием сплава. Поскольку ввод легирующего элемента осуществляется по центру кристаллизатора, то для центральной части слитка достигается содержание лигатуры, соответствующее марочному составу сплава, в данном случае кадмиевой бронзы.

Периферийная часть слитка благодаря интенсивному отводу тепла от стенок кристаллизатора кристаллизуется раньше центральной. В эту часть слитка за время кристаллизации металла лигатура диффундировать не успевает, поэтому оболочка у слитка формируется из чистой меди. Сказанное поясняется изображением поперечного сечения слитка, приведенным на

¹⁷ Пат. 2309499 РФ, Н01R 43/06. Профиль для коллекторов электрических машин / Логинов Ю. Н., Мысик Р. К., Титова А. Г. [и др.]; заявитель ГОУ ВПО УГТУ–УПИ и ОАО "Ревдинский завод по обработке цветных металлов"; опубл. 27.10.2007.

рис. 15.7. Слиток состоит из сердечника 1, выполненного из медного сплава, и оболочки 2, выполненной из меди, переход от меди к медному сплаву оформлен в виде переходной зоны, в которой металл имеет переменный химический состав, изменяющийся от химического состава меди до химического состава сплава.

Из-за уменьшения эффекта захлаживания зерна увеличиваются в размере, но сохраняется их равноосность. В центральной зоне содержание кадмия близко к нулю. При этом зерна имеют вытянутую форму благодаря интенсивному теплоотводу от стенок кристаллизатора и из-за отсутствия влияния лигатуры.

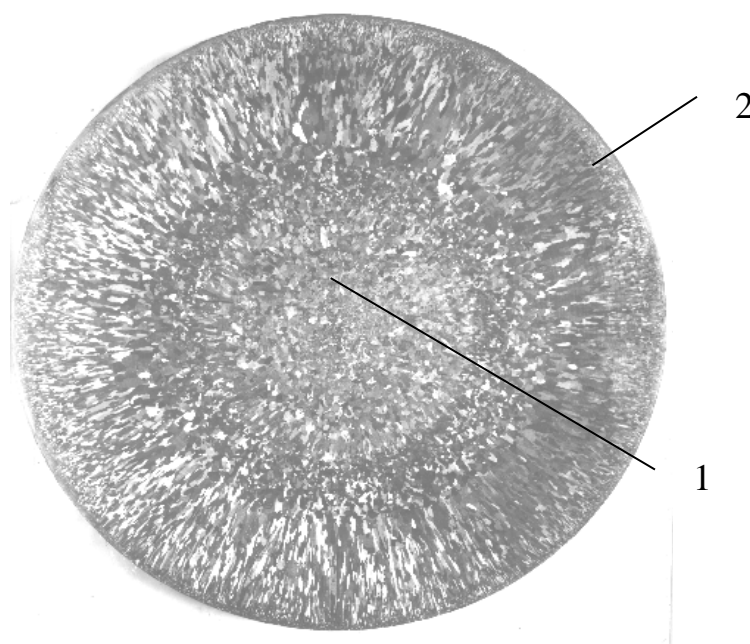


Рис. 15.7. Фотография темплета слитка для изготовления коллекторных полос по патенту РФ № 2309499 ГОУ ВПО УГТУ–УПИ и ОАО "Ревдинский завод по обработке цветных металлов":
1 – зона кадмиевой бронзы; 2 – зона меди

Авторами выявлено, что размерами зон можно управлять, изменяя параметры теплоотвода от кристаллизатора и параметры ввода лигатуры. Дальнейшая обработка заготовки производится путем горячего прессования

и волочения с выходом на нужный размер изделия. Особенностью прессования такого слитка является расположение отверстия матрицы таким образом, чтобы из центральных слоев слитка формировалась часть профиля, прилегающая к большему основанию трапеции коллекторного профиля, а из периферийных слоев слитка формировалась часть профиля, прилегающая к меньшему основанию профиля. Это позволяет повысить теплостойкость и прочность коллекторного профиля в месте контакта с токосъемным устройством и понизить электросопротивление и электрические потери при пропускании тока через коллектор во время эксплуатации электрической машины.

15. 2. Новые технические решения в области разработки способов получения заготовок из медных сплавов

Японская фирма HITACHI CABLE получила патент США № US2008202648¹⁸ и дополняющие его патенты США № US2005260438, Японии № JP2005336510, Китая №№ CN1702180, CN1702180 и CN100422364 на особо тонкую проволоку из медного сплава и метод ее производства.

Материал представляет собой сплав меди и серебра (1,5...3,0 мас. %), а проволока имеет окончательный размер 50 мкм и менее. Фазовый состав материала характеризуется соотношением объема эвтектики к общему объему в пределах 3...20 %. Проволока характеризуется временным сопротивлением не менее 800 МПа и электропроводностью не менее 80% IACS. Технологическая схема процесса представлена на рис. 15.8.

¹⁸ Пат. US2008202648 США, В22D11/00; С22F1/08; В21С37/04; В22D11/059. Superfine copper alloy wire and method for manufacturing same / Aoyagi Taikan, Okada Ryohei, Kuroda Hiromitsu; заявитель HITACHI CABLE; опубли. 28.08.2008.

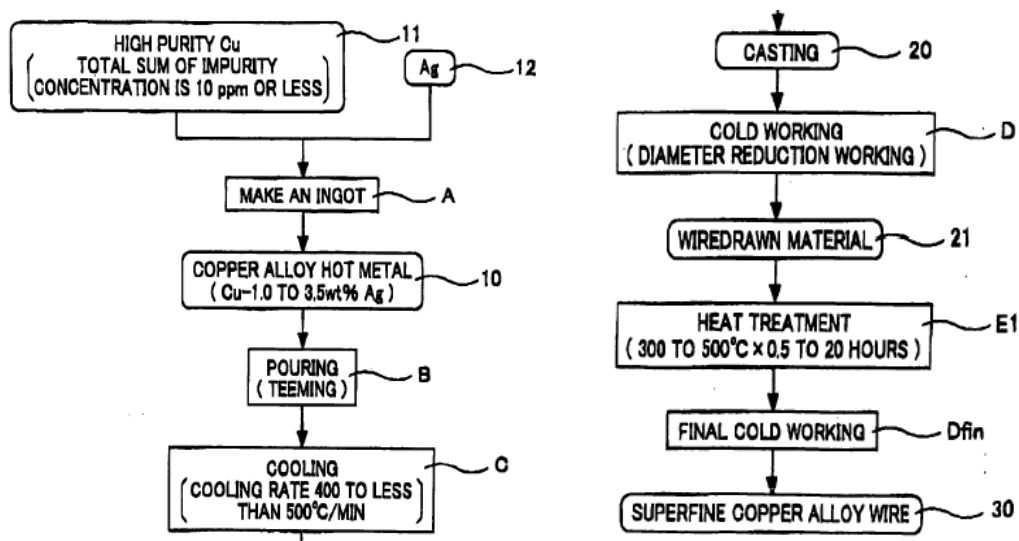


Рис. 15.8. Технологическая схема производства особо тонкой проволоки из медно-серебряного сплава по патенту США № US2008202648 японской фирмы HITACHI CABLE: 11 – высокочистая медь; 12 – серебро; *A* – изготовление слитка; 10 – сплав; *B* – очистка; *C* – охлаждение; 20 – литой материал; *D* – холодная обработка (с уменьшением диаметра); 21 – протянутый материал; *E1* – термическая обработка; *Dfin* – финишная холодная обработка; 30 – особо тонкая проволока

В соответствии с этой схемой из расплава получают так называемую литую катанку диаметром 8 мм. Особенностью обработки является охлаждение катанки с регламентированной скоростью.

В табл. 15.1 представлены свойства получаемого материала в зависимости от режима обработки.

Таблица 15.1

Свойства получаемого материала по патенту США № US2008202648 японской фирмы HITACHI CABLE в зависимости от режима обработки

Сплав	Скорость охлаждения, град/мин	Относительный объем эвтектической фазы, %	σ_B , МПа	δ , %	IACS, %
Cu2,0Ag	450	10	850	1,2	86
Cu2,0Ag	425	12	900	1,3	84
Cu1,5Ag	450	5	840	1,5	90
Cu3,0Ag	450	15	1100	1,2	81
Cu0,4,0Ag	450	0	700	1,3	95
Cu1,5Ag	500	0,8	780	1,3	88
Cu5,0Ag	450	25	1300	1,0	72

Японская фирма FURUKAWA ELECTRIC CO LTD получила международный патент № WO2007139213¹⁹ на способ производства проволоки или прутка из медного сплава. Процесс содержит несколько ступеней обработки. На первой ступени отливают непрерывным способом на установке типа «колесо – лента» или «лента – лента» сплав, обладающий свойствами дисперсионного твердения. На второй ступени литую заготовку прокатывают в пруток или проволоку. На третьей ступени прокат охлаждают с закалкой.

Основной отличительной чертой технического объекта по патенту является способ получения сплава на линии разливки. На рис. 15.9 изображена схема этой операции. Медь плавят в шахтной печи 1 и передают в миксер 2, далее в фильтрующее устройство 13. Из дополнительной емкости 16 в желоб подают легирующий элемент. Полученный расплав подвергают очистке в фильтре 5 и передают в разливочную коробку 6, откуда струя расплава 7 попадает на вращающееся литейное колесо 8.

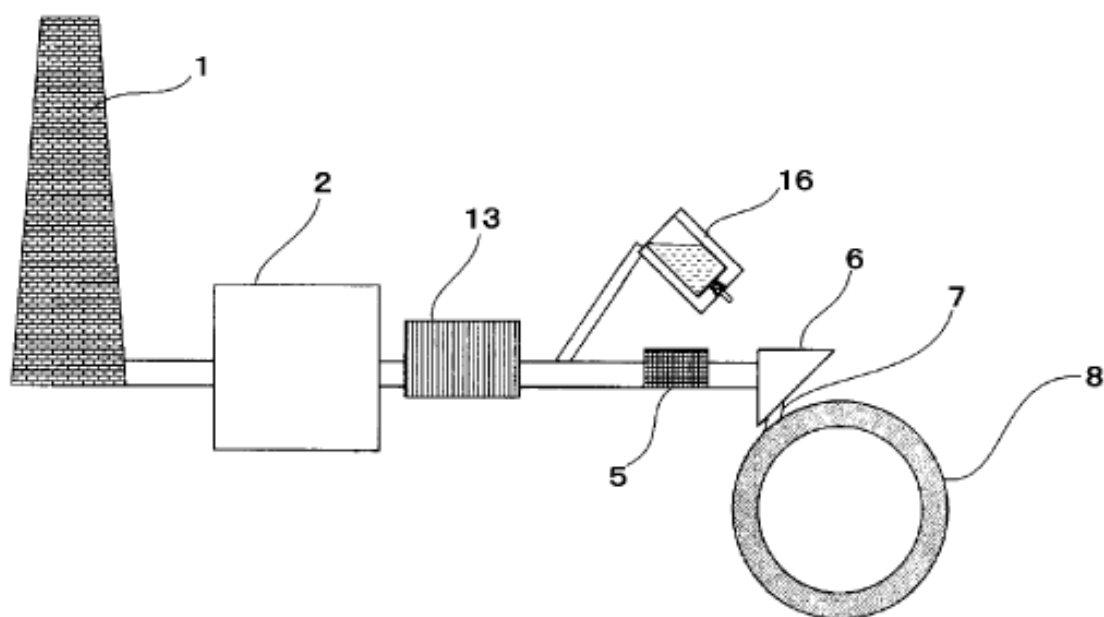


Рис. 15.9. Схема получения литой заготовки по патенту № WO2007139213 японской фирмы FURUKAWA ELECTRIC CO LTD (пояснения в тексте, сохранено графическое изображение, приведенное в описании к патенту)

¹⁹ Пат. WO2007139213, B22D11/00; B22D11/06; B22D11/12. Process for manufacturing copper alloy wire rod and copper alloy wire rod / Yoshida Hirokazu; Takazawa Tsukasa; заявитель FURUKAWA ELECTRIC CO LTD; опубл. 06.12.2007.

По этому же патенту изготовление прутка (рис. 15.10) производится за счет перелива сплава в жидком состоянии из промежуточного ковша 17 в желоб через фильтр 5 в литейную двухленточную машину 10. В закристаллизованном состоянии заготовка подается в чередующийся ряд 11 прокатных клетей 11а и поступает в охлаждающее устройство 12.

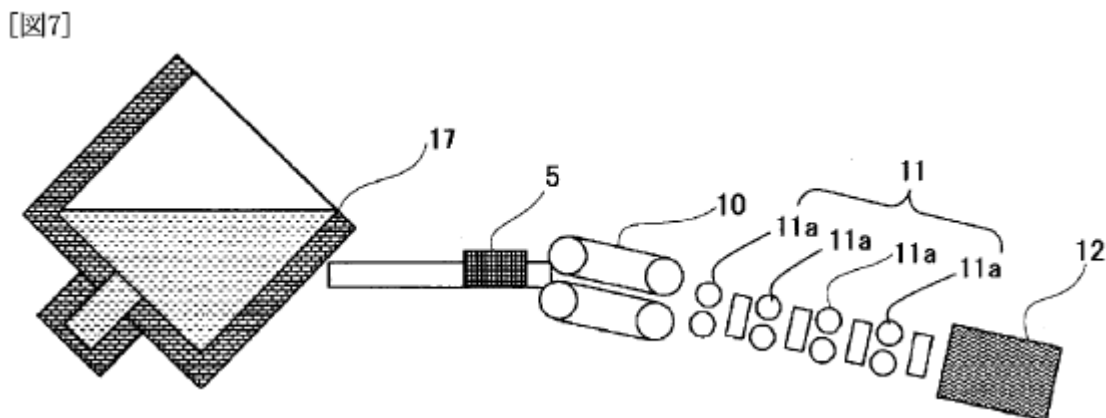


Рис. 15.10. Схема производства прутка по патенту № WO2007139213 японской фирмы FURUKAWA ELECTRIC CO LTD (пояснения в тексте, сохранено графическое изображение, приведенное в описании к патенту)

Японская фирма FURUKAWA ELECTRIC CO LTD получила патент Японии № JP2007237260²⁰ на способ производства катанки из бескислородной меди. Заготовку под волочение получают с формированием дисперсно расположенных дефектов в форме слоя на глубине 15...300 мкм от поверхности заготовки. Целью изобретения является локализация дефектов исключительно вблизи поверхности заготовки без распространения их в объеме. Дефекты предложено связывать фосфором при его содержании 0,0003...0,01 мас.%. Сказанное поясняется рис. 15.11, где изображено процентное распределение дефектов на различном расстоянии от поверхности и при различном содержании фосфора. Видно, что при слишком большом содержании фосфора дефектность перераспределяется вглубь заготовки.

²⁰ Пат. JP2007237260 Япония, B22D11/00; B21B1/46; B22D11/06; B22D11/22; C22C9/00. Rough-drawn wire rod of oxygen-free copper or oxygen-free copper alloy having excellent stripping property / Yoshida Koichi; Abe Toshiro; заявитель FURUKAWA ELECTRIC CO LTD; опублик. 20.09.2007.

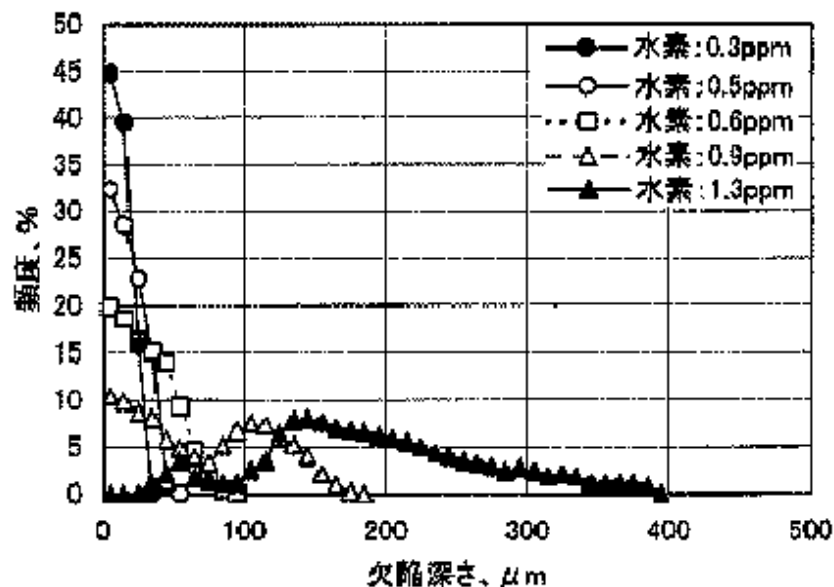


Рис. 15.11. График процентного распределения дефектов по поперечному сечению заготовки, начиная с поверхности, в соответствии с патентом № JP2007237260 японской фирмы FURUKAWA ELECTRIC CO LTD (пояснения в тексте, сохранено графическое изображение, приведенное в описании к патенту)

ООО "Чепецкий механический завод" и Всероссийский научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А. А. Бочвара подали заявку № 2005127608²¹ с целью получения патента РФ на способ получения слитков из меди и ее сплавов.

Способ получения слитков из меди и ее сплавов вакуумным дуговым переплавом расходоуемого электрода включает следующие операции:

- загрузку расходоуемого электрода в установленный в печи кристаллизатор соосно закрепленному в электрододержателе огарку;
- вакуумирование печи;
- зажигание дуги между нижним торцом огарка и верхним торцом расходоуемого электрода;

²¹ Пат. 2005127608 РФ, С22С9/00. Способ получения слитков из меди и ее сплавов / Александров А. В., Андреев А. В., Антипов В. В. [и др.]; заявитель ООО «Чепецкий механический завод» и Федеральное государственное унитарное предприятие "Всероссийский научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А. А. Бочвара"; опублик. 10.03.2007.

- наплавление лунки жидкого металла на верхнем торце расходуемого электрода;
- приварку расходуемого электрода к огарку путем опускания электрододержателя с огарком до упора в торец расходуемого электрода;
- охлаждение,
- вскрытие печи;
- оценку качества приварки;
- вакуумирование печи;
- вакуумный дуговой переплав расходуемого электрода в кристаллизатор.

Способ отличается тем, что перед наплавлением лунки жидкого металла верхний торец расходуемого электрода разогревают дугой с удельной мощностью $0,05...0,06 \text{ кВт/см}^2$ в течение времени, определяемого специальной формулой.

Тихоокеанский государственный университет получил патент РФ № 2287605²² на способ обработки расплава меди и ее сплавов наносекундными электромагнитными импульсами НЭМИ для повышения их теплопроводности.

Изобретение относится к металлургии и литейному производству и может быть использовано для получения отливок, требующих высокой теплопроводности. Технический результат – повышение теплопроводности меди и ее сплавов. Предложен способ обработки расплава меди и оловянной

²² Пат. 2287605 РФ, С22F3/02. Способ обработки расплава меди и ее сплавов наносекундными электромагнитными импульсами НЭМИ для повышения их теплопроводности / Ри Э.Х., Ри Хосен, Белых В.В.; заявитель Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Тихоокеанский государственный университет"; опубл. 20.11.2006.

бронзы. Способ включает обработку расплава наносекундными электромагнитными импульсами НЭМИ, при этом перед обработкой электромагнитными импульсами расплав выдерживают при температуре 1250 °С в течение 5 мин, а последующую обработку электромагнитными импульсами проводят при этой же температуре в течение 10...15 мин, затем расплав охлаждают со скоростью 20 °С/мин до 300 °С.

Схема установки для обработки НЭМИ жидких фаз меди и бронзы представляет собой нагревательную печь сопротивления 1 (рис. 15.12) с погруженным в исследуемый расплав в графитовом тигле 2 стальным излучателем 4. Для предохранения стального излучателя от контакта с жидким металлом (сплавом) используют алундовый наконечник 3, прозрачный для наносекундных электромагнитных волн. Провода 6, соединенные с излучателем и тиглем, подключают к генератору НЭМИ 7. Плавку проводят на установке «Параболоид-4» конструкции ЦНИИТМАШа.

Генератор НЭМИ (ГНИ-01-1-6), изготовленный Южно-Уральским государственным университетом, имеет следующие параметры:

- полярность импульсов – положительную;
- амплитуду импульсов более 8 кВ;
- длительность импульсов – 0,5 нс;
- мощность одного импульса более 1 МВт;
- максимальную допустимую частоту следования генерируемых импульсов – 1 кГц;
- задержку выходного импульса относительно фронта импульса запуска – 120 нс;
- максимальный ток, потребляемый генератором во всем диапазоне питающих напряжений, не более 1,7 А при частоте 61 кГц.

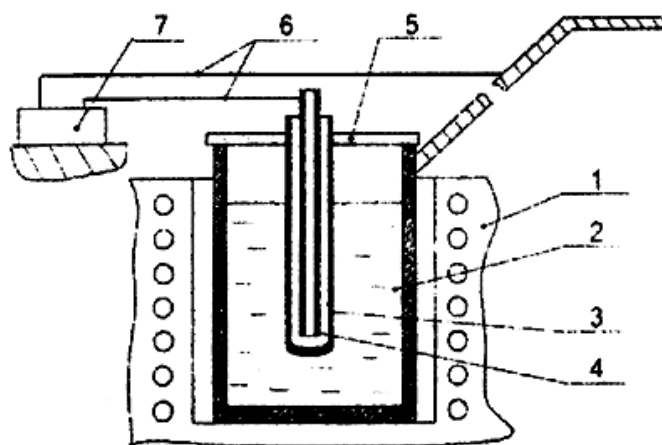


Рис. 15.12. Схема установки для обработки НЭМИ металлических расплавов по патенту РФ № 2287605 Тихоокеанского государственного университета (пояснения в тексте)

По данному способу нагревают медь до 1250 °С, после пятиминутной выдержки при этой же температуре обрабатывают жидкую фазу НЭМИ в течение 5, 10, 15, 20 и 25 минут. После отключения генератора расплав охлаждают со скоростью 20 °С/мин до 300 °С. Затем изучают влияние продолжительности обработки жидкой фазы (0, 5, 10, 15, 20 и 25 минут) на теплопроводность электролитической меди марки М0.

Второй вариант направлен на обработку сплава меди с оловом. Нагревают бронзу до 1250°С, после пятиминутной выдержки при этой температуре обрабатывают жидкую фазу НЭМИ в течение 5, 10, 15 и 20 мин. После отключения генератора расплав охлаждают со скоростью 20 °С/мин до 300 °С. Затем изучают влияние продолжительности обработки расплава (0, 5, 10, 15 и 20 мин) на теплопроводность оловянной бронзы (Cu+6,0 мас. % Sn).

В результате установлено, что максимальную теплопроводность меди наблюдают при 10-минутной обработке жидкой фазы НЭМИ при 1250 °С. Теплопроводность меди возрастает в 1,5 раза. Максимальную теплопроводность бронзы наблюдают при продолжительности обработки расплава НЭМИ, равной 15 минут. Теплопроводность бронзы возрастает почти в 2,0 раза.

ОАО «Челябинский металлургический комбинат «МЕЧЕЛ» получил патент РФ № 2247162²³ на способ изготовления заготовки из меди или ее сплавов.

Изобретение относится к области цветной металлургии, в частности к выплавке и деформации заготовок из меди и ее сплавов, и может быть использовано для производства заготовок из меди для изготовления холодильников доменных печей, кристаллизаторов и других крупногабаритных изделий. Для получения плотного слитка оптимального развеса с однородной мелкозернистой структурой, без инородных включений, с низким уровнем газонасыщенности для обеспечения технологичности дальнейшего передела, хорошей свариваемости и высокой теплопроводности предложен способ получения заготовок из меди и ее сплавов.

Способ включает изготовление расходуемого электрода из шихтовых материалов, его электрошлаковый переплав в кристаллизатор на поддон, формирование слитка и его деформацию с получением заготовки, при этом расходуемый электрод изготавливают путем расплавления шихтовых материалов в 6...12-тонном тигле в вакуумной индукционной печи. Электрошлаковый переплав расходуемого электрода ведут в кристаллизатор диаметром 500...700 мм, при этом электрический режим переплава выбирают в зависимости от диаметра кристаллизатора. На поддон устанавливают семь затравок (одну – по центру и шесть – по периферии у стенки кристаллизатора) и производят рассредоточение электрического контакта на затравки, а после деформации заготовку охлаждают на воздухе.

В табл. 15.2 приведен электрический режим электрошлакового переплава литого расходуемого электрода.

В описании к патенту отмечается, что замена открытой выплавки на вакуумную позволяет уменьшить газонасыщенность слитков для

²³ Пат. 2247162 РФ, С22В9/18. Способ получения заготовки из меди или ее сплавов / Воробьев Н. И., Лившиц Д. А., Подкорытов А. Л. [и др.]; заявитель ОАО «Челябинский металлургический комбинат «МЕЧЕЛ»; опубл. 27.02.2005.

обеспечения хорошей свариваемости и высокой теплопроводности изделий. Увеличение доли отходов в структуре шихтовых материалов более 30% может привести к повышению газонасыщенности выше допустимого уровня и к появлению неметаллических включений окисного типа. Снижение расхода флюоритового концентрата менее 230 кг на слиток приводит к росту концентрации кислорода в слитке. С другой стороны, увеличение расхода флюоритового концентрата более 270 кг приводит к ухудшению структуры формирующегося слитка.

Таблица 15.2

Электрический режим электрошлакового переплава литого
расходуемого электрода

Период плавки	Сила тока, кА		Напряжение, В		Продолжительность периода, мин	
	Кристаллизатор диаметром 500...600 мм	Кристаллизатор диаметром 601...700 мм	Кристаллизатор диаметром 500...600 мм	Кристаллизатор диаметром 601...700 мм	Кристаллизатор диаметром 500...600 мм	Кристаллизатор диаметром 601...700 мм
	мм	мм	мм	мм	мм	мм
Выход в режим устойчивого плавления	3,0	3,0	60	65	5	5
	3,0	4,0	65	65	5	20
	3,0	4,0	70	70	10	20
	3,0	5,0	75	75	5	5
	4,0	6,0	80	80	5	5
	5,0	7,0	80	85	5	5
	6,0	8,0	80	85	5	5
	7,0	9,0	80	85	5	5
	9,0	11,0	80	85	5	5
	10,0	13,0	80	85	5	5
		14,0	85		30	
Режим устойчивого плавления	11,5	15,0	80	85	До усадки	
Режим выведения усадочной раковины	10,0	8,0	80	80	1	
	8,0	6,0	80	80	1	
	7,0	14,0	80	80	1	
	6,0	12,0	80	80	1	
		10,0	80	1		
Отключение подачи расходо-мого электрода	5,0...0	6,0...0	—		—	

*Возможны отклонения от указанных режимов переплава на 20%.

Рассредоточение электрического контакта «слитки ЭШП – поддон» на семь затравок и предварительная фрезеровка на головном торце расходоуемого электрода кольцевой площадки шириной не менее 30 мм необходимы для проведения электрошлакового процесса при переплаве электродов, имеющих глубокую усадочную раковину, и формирования качественного слитка.

Патентом РФ № 2230625²⁴ защищен способ изготовления тонкостенных труб из меди и ее сплавов. Изобретение относится к области металлургии, в частности к способам производства труб методом непрерывного и полунепрерывного литья. Техническим результатом изобретения является обеспечение получения плотной заготовки с однородной литой структурой и ровной поверхностью и уменьшение окисленности поверхности. Способ изготовления тонкостенных труб из меди и ее сплавов включает получение расплава, подачу его в кристаллизатор, отливку трубной заготовки, прокатку, механическую обработку поверхности и волочение. Отливку трубной заготовки осуществляют сверху вниз на установке для вертикального литья в среде генераторного газа. Вторичное охлаждение заготовки проводят в водной среде, протягивая через камеру с проточной водой со скоростью, обеспечивающей на выходе температуру поверхности не выше 45 °С. Механическую обработку проводят после прокатки, а волочение осуществляют на цепном волочильном стане в две стадии, причем после окончания волочения проводят правку труб и резку на мерные длины.

ОАО «Ревдинский завод по обработке цветных металлов» получил патент РФ № 2227169²⁵ на способ выплавки меди и медных сплавов.

²⁴ Пат. 2230625 РФ, В22D11/00. Способ изготовления тонкостенных труб из меди и ее сплавов / Захаров В. А., Шевцов И. А.; заявитель В. А. Захаров; опубл. 20.06.2004.

²⁵ Пат. 2227169 РФ, С22В15/14 Способ выплавки меди и медных сплавов/ Задиранов А. Н., Козин Д. А., Титова А. Г. [и др.]; заявитель ОАО «Ревдинский завод по обработке цветных металлов»; опубл. 20.04.2004.

Изобретение относится к области цветной металлургии, в частности к металлургическому способу выплавки меди и медных сплавов. Способ включает расплавление шихты в печи с крышкой, подачу на поверхность постоянно перемешиваемого расплава газообразного окислителя и последующее восстановление расплава, причем в качестве газообразного окислителя используют водяной пар, подаваемый через фурму со скоростью 1...2 м³/ч, обеспечивая расход водяного пара 4...6 м³ на тонну расплава. В частном случае реализации изобретения водяной пар подают через фурму, расположенную на расстоянии не более 30...50 мм от поверхности расплава. Возможна экранировка поверхности крышки печи со стороны расплава графитом, асбестом или угольным порошком, этим обеспечивается повышение степени очистки расплава от примесей, упрощение и удешевление процесса.

Расплав меди готовят в индукционной канальной печи типа ИЛК-1,6. В качестве основной шихты используют слитки меди с большим содержанием примесей посторонних металлов. Контроль температуры расплава в течение всего процесса осуществляют при помощи Pt/Pt-Rh термопары. Для определения химического состава исходного и полученного металла использовались методы атомно-эмиссионной спектроскопии, рентгено-спектрального, атомно-абсорбционного и химического анализов.

Как видно из представленной на рис.15.13 схемы, обработку расплава 1 производят при помощи специальной фурмы 2, которую устанавливают в печи 3. Фурма 2 представляет собой заваренный на концах патрубок с отверстиями 4 различного диаметра по всей его длине. Высоту установки фурмы над расплавом регулируют зажимом 5. Снижение тепловых потерь, связанных с нагревом крышки печи 6, обеспечивает изоляция ее внутренней поверхности, например листовым асбестом 7. Контроль над процессом осуществляется через смотровое окно 8 в крышке печи.

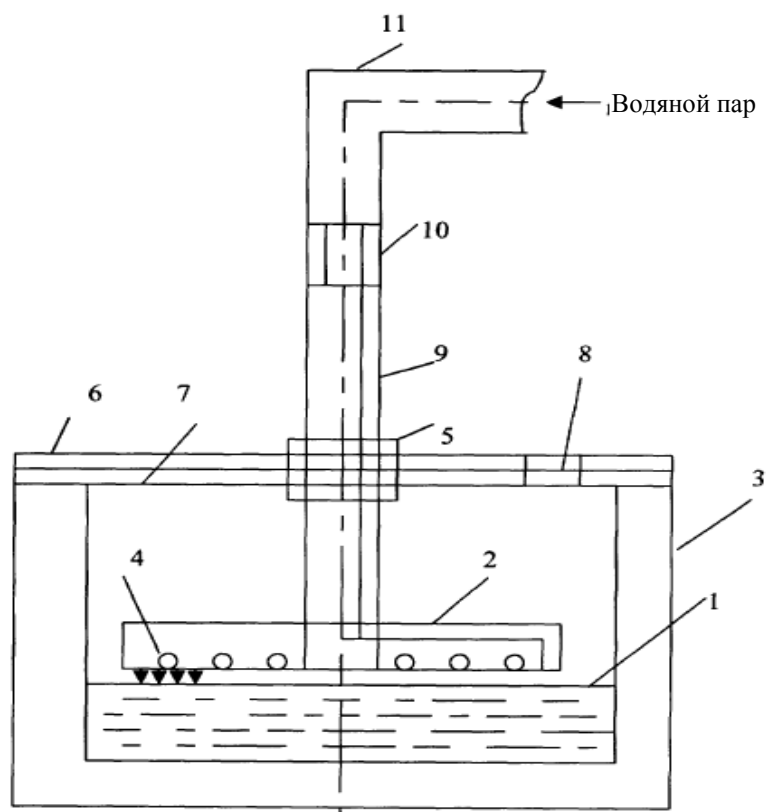


Рис. 15.13. Схема работы кристаллизатора по патенту РФ № 2227169 Ревдинского завода по обработке цветных металлов (пояснения в тексте)

Внешне устройство представляет собой перевернутую букву Т и выполнено из металлических трубок диаметром не менее 25 мм. В верхнюю трубку 9 ввинчивается стальной наконечник 10 для закрепления резинового шланга 11 для подачи водяного пара.

Отходы меди марки МЗ массой 5 тонн с содержанием примесей, мас. %: 0,2563 Pb, 0,1645 Sn, 0,0592 Fe, 0,2563 Zn и 0,0592 Ni – расплавляют в индукционной канальной печи типа ИЛК-1,6. Затем с использованием представленного на рисунке устройства осуществляют обработку расплава водяным паром. Для этого фурму устройства устанавливают на расстоянии 50 мм над расплавом и через нее осуществляют непрерывную подачу водяного пара к поверхности расплава со скоростью примерно $1 \text{ м}^3/\text{ч}$ в течение 4 ч. Процесс (аэрация расплава) ведется при постоянном индукционном перемешивании расплава. После обработки расплава водяным

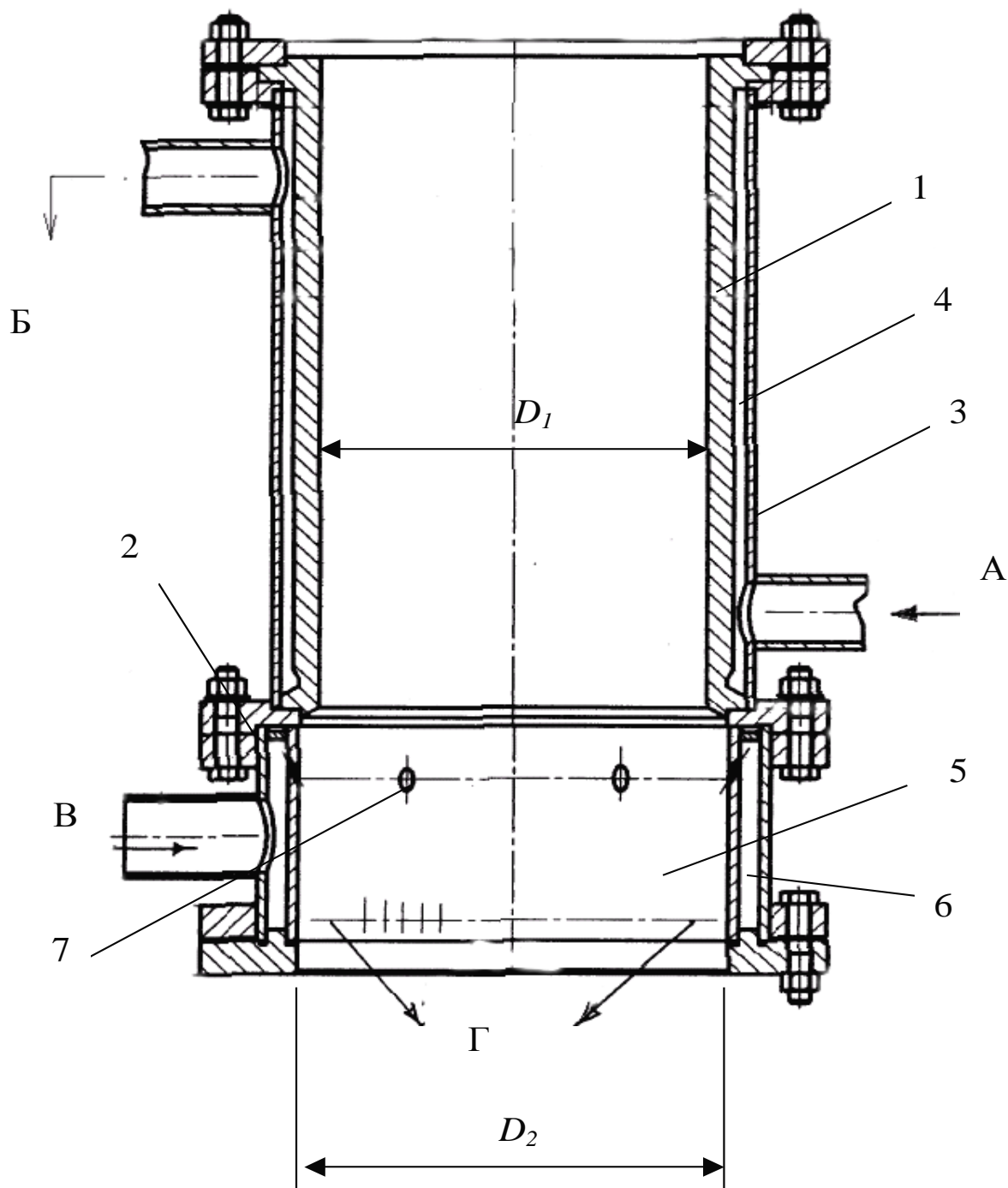


Рис. 15. 14. Кристаллизатор для полунепрерывного вертикального литья круглых слитков по патенту РФ № 60408 ГОУ ВПО УГТУ-УПИ и ОАО "Ревдинский завод по обработке цветных металлов» (пояснения в тексте)

паром его выдерживают под слоем древесного угля высотой около 50 мм для раскисления расплава.

Уральский государственный технический университет – УПИ и ОАО «Ревдинский завод по обработке цветных металлов» получили патент

РФ № 60408²⁶ на кристаллизатор для полунепрерывного вертикального литья круглых слитков из медных сплавов.

Кристаллизатор состоит из гильзы 1 (рис. 15.14), прикрепленной в нижней части к фланцу 2. Гильза 1 заключена в кожух 3 с зазором, образующий первую кольцевую камеру охлаждения 4 и спрейер 5, выполненный в виде второй кольцевой камеры охлаждения 6, имеющей отверстия для подачи воды на слиток 7.

Спрейер 5 прикреплен к фланцу 2 снизу, а отверстия для подачи воды на слиток выполнены во внутренней стенке второй кольцевой камеры 5, при этом ее внутренний диаметр D_2 больше диаметра полости гильзы D_1 на 70...80 мм.

Отверстия для подачи воды на слиток разнесены по вертикали на пять ярусов (на рисунке не показано). Стрелками А, Б, В, Г показаны направления потока охлаждающей жидкости.

Предлагаемое устройство работает следующим образом. В стационарной стадии разливки в гильзу 1 кристаллизатора подается расплав металла, а в кольцевые камеры – охлаждающая жидкость, перетекающая соответственно направлениям стрелок А, Б, В, Г. Благодаря прикреплению гильзы 1 в нижней части к фланцу 2 создается возможность совместной работы гильзы и спрейера 5. Поскольку гильза 1 заключена в кожух 3 с зазором, то образуется первая кольцевая камера охлаждения 4, в которой циркулирует охлаждающая жидкость (например, вода), отнимающая тепло от стенки кристаллизатора и расплава. Подача жидкости во вторую кольцевую камеру охлаждения 6 обеспечивает охлаждение пространства в зазоре между внутренней стенкой камеры и слитком, а также подачу жидкости через отверстия 7 для охлаждения закристаллизованного металла.

²⁶ Пат. 60408 РФ, В22D 11/04. Кристаллизатор для полунепрерывного вертикального литья круглых слитков / Волков М. И., Логинов Ю. Н., Мысик Р. К. [и др.]; заявитель ГОУ ВПО УГТУ–УПИ и ОАО «Ревдинский завод по обработке цветных металлов»; опубл. 27.01.2007.

Поскольку спрейер 5 прикреплен к фланцу 2 снизу, то при ремонте кристаллизатора он может быть отсоединен и прикреплен к другому кристаллизатору. В зазоре между внутренней стенкой кристаллизатора и слитком из-за испарения воды образуется заданное количество пара, удаляемое через этот же зазор вниз. Это позволяет обеспечить мягкий режим охлаждения слитка и добиться отсутствия трещин на сложнолегированных сплавах меди.

Технический результат от применения предложенного устройства заключается в рациональном использовании литейной оснастки и повышении эффективности управления теплоотводом, в особенности при литье сложнолегированных сплавов меди.

В 2007 г. американская компания HAZELETT STRIP CASTING CORP получила патенты Германии № DE6003366727, США №№ US6386267, US2002124989, US6575226, международный патент WO0108835 на аппаратуру для поддержания ленты в машине непрерывного литья заготовок.

Ленты в машинах непрерывного литья изготавливают из гибкого теплопроводного металлического материала, и они имеют толщину 0,3...2,0 мм. Такая лента вращается при высоком уровне натяжения, которое создается вращающимися входным и выходным натяжными барабанами.

Важной проблемой в использовании литейных машин такого типа является ограничение охлаждения внутренней поверхности ленты около входа жидкого металла в кристаллизатор. На рис. 15.15 показана двухленточная машина непрерывного литья 20. Нижние и верхние уровни машины обозначены как *L* и *U*. Расплав металла попадает по стрелке 24 во входную зону 22. Литая заготовка *P* по стрелке 26 покидает машину, перемещаясь под действием полости кристаллизатора *M*. Литейные ленты 28 и 30 ограничивают полость кристаллизатора снизу и сверху и охлаждаются с внутренней стороны водой.

²⁷ Пат. DE60033667 Германия, B22D11/06; F16H7/18; F16C32/06. Non-rotating, levitating, cylindrical air-pillow apparatus and method for supporting and guiding an endless flexible casting belt into the entrance of a continuous metal-casting machine / Kagan Valery; заявитель HAZELETT STRIP CASTING CORP; опублик. 27.12.2007.

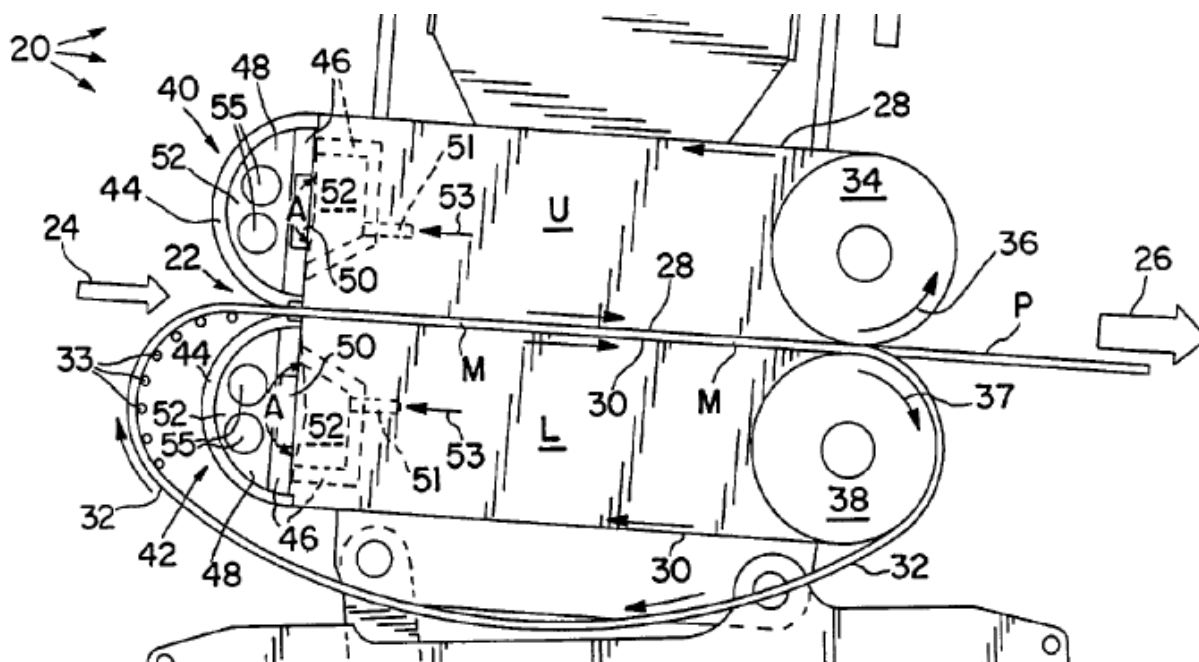


Рис. 15. 15. Схема усовершенствования двухленточной литейной машины Хазелетт по патенту Германии № DE60033667 американской компанией HAZELETT STRIP CASTING CORP (обозначения в тексте)

Две боковые стороны кристаллизатора образованы двумя вращающимися системами дамб-блоков 32, которые опираются на ролики 33. Верхняя лента 28 приводится по стрелке 36 приводным выходным барабаном 34. Нижняя лента 30 приводится по стрелке 37 приводным выходным барабаном 38. С входной стороны машины литейные ленты 28 и 30 вращаются вокруг круглых неприводных узлов 40 и 42. Каждый узел включает в себя опору 44 в виде геометрического сектора цилиндрической формы. Опора 44 перфорирована множеством отверстий. Сектор характеризуется центральным углом A , который находится в диапазоне от нескольких градусов до 270° (на рисунке около 180°). Потoki сжатого воздуха 53 и 53' подаются с внутренних сторон лент для создания эффекта

воздушной подушки. Сжатый воздух 53 попадает в полость 52 через питающую трубу 51.

Объем, заключенный между опорой 44, стенкой 46, нормально закрытыми крышками 55 и боковыми стенками 48, образует полость 52, которая служит для перераспределения потока воздуха 53.

По данному изобретению усовершенствованы системы подачи воздуха для создания благоприятных режимов воздушной подушки, поддерживающей ленты во взвешенном состоянии.

В соответствии с патентом Германии № DE69927213²⁸, а также патентами США № US5964276, Японии № JP2000190055, Европы № EP0974413 фирмой HAZELETT STRIP CASTING CORP усовершенствована конструкция дамб-блоков, являющихся стенками кристаллизатора машины непрерывного литья.

На схеме рис. 15.16 изображена конструкция литейной машины 20.

Расплав металла попадает по стрелке 25 во входную зону 26. Литая заготовка *P* по стрелкам 29 и 30 покидает машину. Литейные ленты 22 и 24 верхней *U* и нижней *L* части машины ограничивают полость кристаллизатора *C* снизу и сверху и охлаждаются с внутренней стороны. Боковую часть кристаллизатора ограничивают дамб-блоки, размещенные на цепи 32, вращающейся по стрелке 34.

Цепь 32 опирается на ролики 33, а нижняя лента опирается на барабаны 36 и 38. Верхняя лента 22 вращается вокруг барабанов 27 и 28. Цепь 32 имеет режим провисания на участке 32', а также в нижней части опирается на механизм 80.

²⁸ Пат. DE69927213 Германия, B22D11/06. Edge-DAM blocks having abutable upstream and downstream faces meshing with each other in mating relationship for continuous casting of molten metals-methods and apparatus / Dompas John; Aylward Stanley; Hazelett William; заявитель HAZELETT STRIP CASTING CORP; опубл. 22.06.2006.

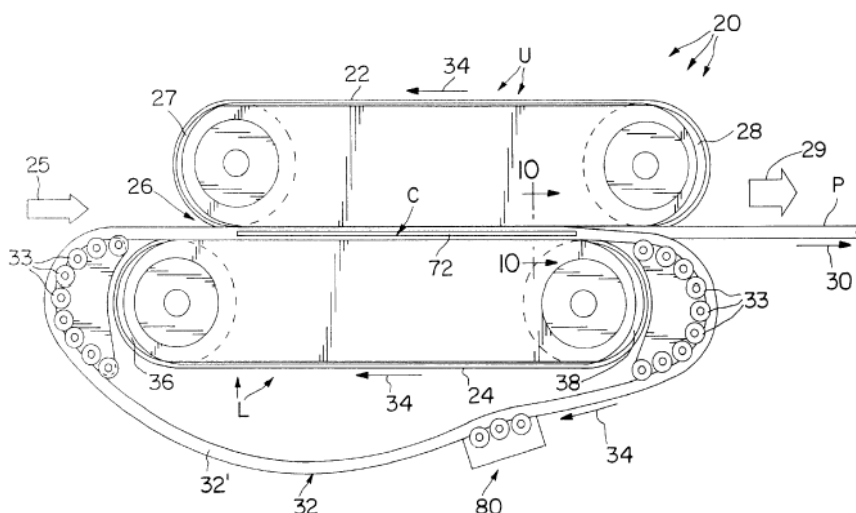


Рис. 15.16. Схема усовершенствования системы управления дамб-блоками двухленточной литейной машины Хазелетт по патенту Германии № DE69927213 американской компании HAZELETT STRIP CASTING CORP (обозначения в тексте)

На рис. 15.17 показано расположение дамб-блоков по изобретению. Дамб-блоки 44 соединены между собой с помощью замков 46 и 48, а с цепью за счет ключей 43, но могут образовывать выступы 92, через которые расплавленный металл может проникать через стенку кристаллизатора и намерзать с образованием дефектов. Показано, что для предотвращения этого явления необходимо обеспечить соотношение размеров $LL/H = 0,65$. Предусмотрено снабжение деталей подвижных соединений цепи с дамб-блоками заданными радиусами скруглений.

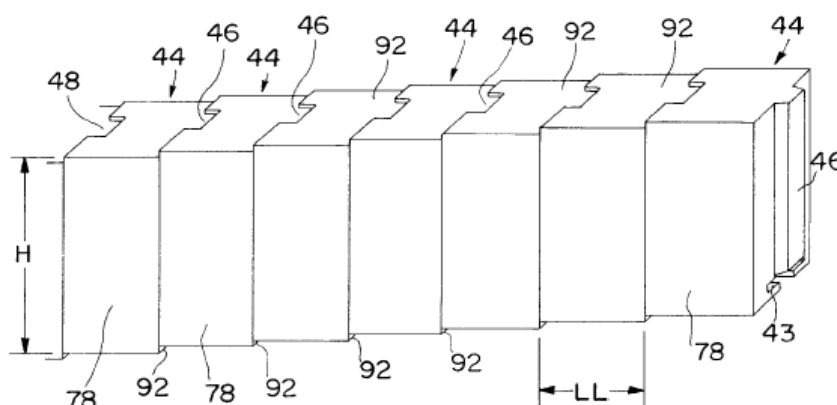


Рис. 15.17. Дамб-блоки двухленточной литейной машины Хазелетт по патенту Германии № DE69927213 американской компании HAZELETT STRIP CASTING CORP (обозначения в тексте)

Указанные усовершенствования фирмы HAZELETT STRIP CASTING CORP способствуют уменьшению дефектообразования при непрерывной разливке металла.

Японская фирма Mitsubishi Materials Corporation получила патент США № 6944930²⁹ на способ производства меди с низким содержанием кислорода (до 20 ppm, так называемая oxygen-free copper).

Способ предусматривает обработку расплава с целью устранения водорода без длинной дистанции перемещения этого расплава и подавление образования пор с получением заготовки с хорошим качеством поверхности.

Способ включает следующие ступени обработки:

- сжигание топлива с получением восстановительной атмосферы;
- выдержку расплавленной меди в неоксидирующей атмосфере в миксере;
- передачу расплава в разливочную коробку;
- дегазацию меди;
- подачу расплава меди в литейную машину;
- резку заготовок на мерные длины.

Предлагаемая установка 101 (рис.15.18) состоит из плавильной печи *A*, миксера *B*, литейного приемника *C*, машины непрерывного литья *D*, режущего устройства *E*, транспортирующего устройства *F*.

Расплав попадает в разливочную коробку 5 а, а затем в кристаллизатор 41, откуда вытягивается литая заготовка 21 а роликами 42, отрезанный слиток 23 а подается в приемник 51, откуда заготовки подаются элеватором 52 на уровень пола цеха.

²⁹ Пат. 6944930 США, B22D11/06. Method for manufacturing low-oxygen copper / Asao Haruhiko, Koshiha Yutaka, Nogami Keiji [et al.]; заявитель MITSUBISHI MATERIALS CORPORATION; опубл. 20.09.2005.

В соответствии с предложенным методом дегидрогенизирующая обработка может быть проведена без перемещения расплава меди на большие расстояния в открытом потоке, что предотвращает появление пор при кристаллизации.

В 2008 г. японским изобретателям выдан патент США № US2008099110³⁰ на способ производства медной фольги.

В соответствии с патентом производят фольгу, предназначенную для изготовления элементов памяти для ЭВМ и других устройств хранения информации: твердых дисков CD – дисков и DVD – дисков. Материал для изготовления фольги – кислородсодержащая медь марки C1100 или бескислородная медь марки C1020 по стандарту ASTM. Фольгу производят толщиной 50 мкм с тенденцией уменьшения до 10 мкм и менее.

Последовательность выполнения способа показана на рис. 15.20. Она включает получение литой заготовки (ступень *a*), горячую и холодную прокатку (ступени *b* и *c*), отжиг заготовки (ступень *d*) с чередованием ступеней *c* и *d*, отжиг заготовки (ступень *d'*), чистовую прокатку (ступень *e*) с получением фольги, обработки поверхности (ступень *f*) и производство собственно диска (*FPC* – процесс, ступень *g*), представляющее собой соединение фольги и полиамидного ламината. В соответствии с изобретением предлагается техническое решение, позволяющее улучшить усталостную прочность медной фольги.

³⁰ Пат. US2008099110 США, C22F1/08; C22C9/02. Rolled copper foil and manufacturing method thereof / Muroga Takemi; Ito Yasuyuki; Aoyagi Koji [et al.]; заявители они же; опубли. 01.05.2008.

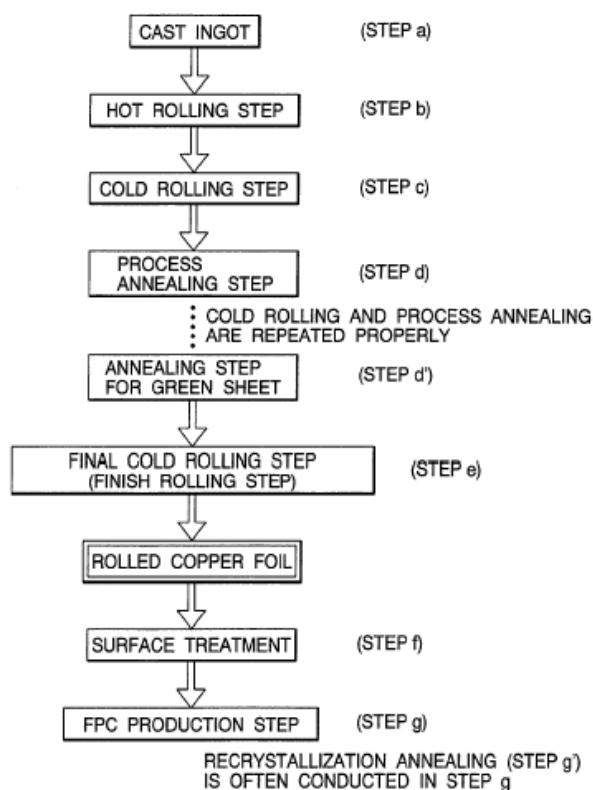


Рис. 15.20. Технологическая схема производства медной фольги по патенту США № US2008099110 (пояснения в тексте)

Для повышения усталостной прочности меди после рекристаллизационного отжига стараются получить фольгу, имеющую текстуру куба, однако это положение авторы изобретения попытались уточнить.

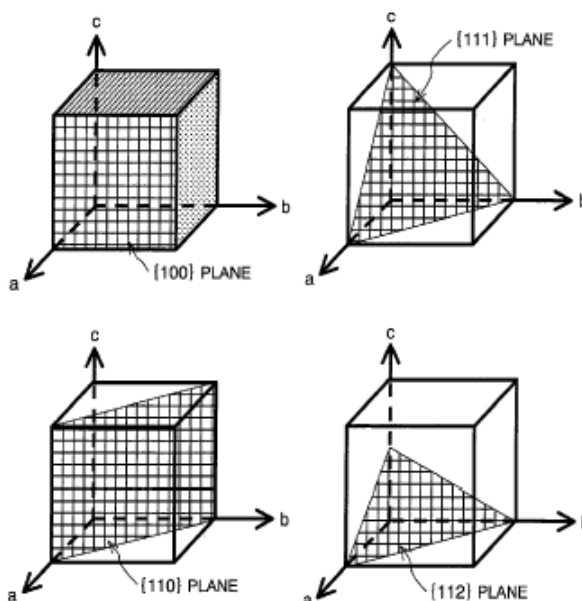


Рис. 15.21. Обсуждаемые виды текстур для медной фольги по патенту США № US2008099110 (пояснения в тексте)

В то же время текстура меди может быть представлена различными положениями главных кристаллографических плоскостей, изображенных на рис. 15.21, при этом образуются различные углы между этими плоскостями. Пространственные углы соответственно равны 55° между плоскостями $\{111\}$ и $\{100\}$, 35° между плоскостями $\{111\}$ и $\{110\}$. Предлагается обеспечить после чистовой прокатки и отжига кристаллографическую текстуру, соответствующую отношению $a/b > 3$, где a и b – нормализованные средние интенсивности дифракции плоскостей $\{111\}$ при рентгеновском β -сканировании под углами соответственно 35 и 74° к поверхности проката. Вместе с тем суммарное обжатие за весь период холодной прокатки должно составлять не менее 94% , при чистовой прокатке – в интервале $15\ldots 50\%$, которая осуществляется предпочтительно за три или более проходов при обжатии за проход на уровне $15\ldots 25\%$.

Дополнительно к этим требованиям для улучшения свойств материала предложено обеспечивать средний размер рекристаллизованного зерна, наблюдаемого на поверхности проката, не менее 40 мкм. Предпочтительно использовать медь с добавкой $0,001\ldots 0,009$ мас. % Sn.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Альтман М. Б. Алюминиевые сплавы. Плавка и литье алюминиевых сплавов. Справочное руководство / М. Б.Альтман [и др.]; отв. ред. В. И. Добаткин. М.: Metallurgia, 1970. 416 с.
2. Альтман М. Б. Плавка и литье алюминиевых сплавов / М. Б. Альтман [и др.]; отв. ред. В. И. Добаткин. М.: Metallurgia, 1983. 350 с.
3. Андреев А. Д. Высокопроизводительная плавка алюминиевых сплавов / А. Д. Андреев, В. Б. Гогин, Г. С. Макаров. М.: Metallurgia, 1980. 136 с.
4. Чернега Д. Ф. Водород в литейных алюминиевых сплавах / Д. Ф. Чернега, О. М. Бялик. Киев: Техника, 1972. 495 с.
5. Бочвар А. А. Metalловедение / А. А. Бочвар. М.: Metallurgizdat, 1956. 495 с.
6. Ливанов В. А. Непрерывное литье алюминиевых сплавов / В. А. Ливанов, Р. М. Габидуллин, В. С. Шипилов. М.: Metallurgia, 1977. 168 с.
7. Постников Н. С. Прогрессивные методы плавки и литья алюминиевых сплавов / Н. С. Постников, В. В. Черкасов. М.: Metallurgia, 1973. 108 с.
8. Курдюмов А. В. Производство отливок из сплавов цветных металлов / А. В. Курдюмов [и др.]. М.: МиСИС, 1996. 502 с.
9. Ефимов В. А. Специальные способы литья: справочное пособие / В. А. Ефимов [и др.]. М.: Машиностроение, 1991. 734 с.
10. Гецелев З. Н. Непрерывное литье в электромагнитный кристаллизатор / З. Н. Гецелев [и др.]. М.: Metallurgia, 1983. 152 с.
11. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди: справочник / под ред. Н. Х. Абрикосова. М.: Наука, 1979. 248 с.
12. Колачев Б. А. Технология термической обработки цветных металлов и сплавов / Б. А. Колачев, Р. М. Габидуллин, Ю. В. Пигузов. М.: МИСиС, 1986. 480 с.
13. Колачев Б. А. Metalловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б. А. Колачев, В. Н. Елагин, В. А. Ливанов. М.: МИСиС, 2001. 416 с.

14. Мальцев М. А. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов / М. А. Мальцев. М.: Metallurgia, 1970. 368 с.
15. Машиностроение. Энциклопедия. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы / под общ. ред. И. Н. Фридляндера. М.: Машиностроение, 2001. Т. II-3. 880 с.
16. Международный транслятор современных сталей и сплавов: международная инженерная энциклопедия / под ред. В. Л. Кершенбаума. М.: Наука и техника, 1993. Т. 3. 640 с.
17. Николаев А. К. Хромовые бронзы / А. К. Николаев, А. И. Новиков, В. М. Розенберг. М.: Metallurgia, 1983. 176 с.
18. Производство отливок из сплавов цветных металлов / А. В. Курдюмов [и др.]. М.: МИСиС, 1996. 504 с.
19. Смирягин А. П. Промышленные цветные металлы и сплавы / А. П. Смирягин, Н. А. Смирягина, А. В. Белова. М.: Metallurgia, 1974. 488 с.
20. Цветное литье: справочник / Н. М. Галдин [и др.]; под общ. ред. Н. М. Галдина. М.: Машиностроение, 1989. 528 с.
21. Чурсин В. М. Плавка медных сплавов / В. М. Чурсин. М.: Metallurgia, 1982. 152 с.
22. Тихонов Б. С. Низколегированные сплавы на основе меди / Б. С. Тихонов. М.: Цветметинформация, 1977. 75 с.
23. Пружинные сплавы меди / Ж. П. Пастухова [и др.]. М.: Metallurgia, 1979. 336 с.
24. ГОСТ 859-2001. Медь. Марки. Взамен ГОСТ 859-79; введ. 01.01.2001. М.: Изд-во стандартов, 2000. 8 с.
25. ГОСТ 15527-2004. Латунь, сплавы медно-цинковые, обрабатываемые давлением. Взамен ГОСТ 15527-2004; введ. 01.01.2005. М.: Изд-во стандартов, 2003. 16 с.
26. ГОСТ 18175-78. Бронзы безоловянные, обрабатываемые давлением. Взамен ГОСТ 18175-56; введ. 01.01.1979. М.: Изд-во стандартов, 1977. 12 с.

27. ГОСТ 5017-74. Бронзы оловянные, обрабатываемые давлением. Взамен ГОСТ 5017-52; введ. 01.01.1976. М.: Изд-во стандартов, 1973. 10 с.
28. ГОСТ 492-2006. Никель, сплавы никелевые, медно-никелевые, обрабатываемые давлением. Взамен ГОСТ 492-73; введ. 01.01.2008. М.: Изд-во стандартов, 2007. 12 с.
29. ГОСТ 4784-97. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки. Взамен ГОСТ 4784-74.; введ. 01.07.2000. М.: Изд-во стандартов, 1999. 11 с.

Учебное издание

Мысик Раиса Константиновна
Логинов Юрий Николаевич
Сулицин Андрей Владимирович
Брусницын Сергей Викторович

**ПРОИЗВОДСТВО ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК
ИЗ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ
И МЕДНЫХ СПЛАВОВ**

Редакторы *О. В. Байгулова*
О. С. Смирнова

Подписано в печать 12.04.2011.

Бумага писчая.

Уч.-изд. л. 23.0.

Плоская печать.

Тираж 100 экз.

Формат 60x84 1/16.

Усл. печ. л. 24,07.

Заказ

Редакционно-издательский отдел УрФУ
620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19
rio@mail.ustu.ru

Ризография НИЧ УрФУ
620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19