

АКАДЕМИЯ НАУК УКРАИНЫ
ИНСТИТУТ ЭЛЕКТРОСВАРКИ ИМ. Е. О. ПАТОНА

Д. М. РАБКИН, А. В. ЛОЗОВСКАЯ,
И. Е. СКЛАБИНСКАЯ

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ СВАРКИ АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ

Металловедение сварки алюминия и его сплавов / Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабинская И. Е.; Отв. ред. В. Н. Замков: АН Украины. Ин-т электросварки им. Е. О. Патона. — Киев: Наук. думка, 1992.—160 с. — ISBN 5-12-002022-4.

В монографии дана классификация различных марок алюминия и его сплавов, применяемых в сварочном производстве. Рассмотрены свойства полуфабрикатов в зависимости от способа получения и последующего металлургического передела. Подробно исследованы характер кристаллизации металла шва и его структура, формирующаяся при различных способах сварки плавлением или давлением. Особое внимание уделено влиянию нагрева на поведение металла в околошовной зоне на термически неупрочняемых и упрочняемых сплавах. Изучены структурные изменения и превращения в различных участках зоны термического влияния, а также условия формирования и расположения некоторых металлургических дефектов. Даны методики выявления макро- и микроструктуры сварных соединений.

Для научных и инженерно-технических работников, занятых в области металловедения, металлургии и технологии сварки алюминия и его сплавов; может быть полезна преподавателям, аспирантам и студентам вузов.

Ил. 80. Табл. 31. Библиогр.: с. 152—155 (74 назв.).

Ответственный редактор
В. Н. Замков

Утверждено к печати ученым советом
Института электросварки им. Е. О. Патона АН Украины

Редакция технической литературы

Редактор *З. Л. Кобка*

Все права принадлежат издательству «Наукова думка». Какое-либо использование этого издания или его элементов / фрагментов, т. е. копирование, тиражирование, распространение и т. п. возможно только при наличии предварительного письменного соглашения с издателем. Адрес издательства «Наукова думка»: Украина 252601 Киев, 4, ул. Репина, 3.

All rights reserved. No part of this issue may be reproduced by any mechanical, photographic or electronic process or in the form of a phonographic recording, nor may it be stored in a retrieval system, transmitted or otherwise copied for public or private use without written permission of the Naukova Dumka Publishers.

Address of the Publishers: Ukraine 252601 Kiev 4, Repin St., 3.

ОСНОВНЫЕ УСЛОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ

- b — толщина полуфабриката
- c — концентрация элементов
- D — коэффициент диффузии
- d — дендритный параметр
- $dQ/d\tau, dT/d\tau$ — скорости тепловода и охлаждения
- $dT_{\text{т}}/dx, dT_{\text{ж}}/dx$ — градиенты температуры со стороны твердого и жидкого металлов
- G — энергия Гиббса
- HB, HRB, HV — твердость по Бринеллю, по Роквеллу, по шкале B , по Виккерсу
- I — сварочный ток
- K — коэффициент распределения
- k — постоянная Больцмана
- KCU, KCV — ударная вязкость при испытании образцов соответственно с круглым и острым надрезом
- L — жидкая фаза
- M — атомная масса вещества
- n — число центров кристаллизации
- Q — количество теплоты, проходящей через единицу теплопроводящей поверхности
- Q_L — теплота кристаллизации
- q — теплота плавления одного моля вещества
- $R_{\text{г}}$ — газовая постоянная
- S — твердая фаза
- $T_{\text{ж}}$ — температура жидкого переохлажденного металла
- $T_{\text{кр}}$ — температура равновесия между кристаллом и расплавом
- T_L, T_S — температура жидкой и твердой фазы
- ΔT — переохлаждение
- U — напряжение дуги
- U_a — энергия активации
- V — линейная скорость кристаллизации
- $v_{\text{св}}$ — скорость сварки

- $\Phi^0(T)$ — приведенная энергия Гиббса
 α — угол загиба
 δ — относительное удлинение
 γ — плотность
 ψ — относительное сужение поперечного сечения
 σ — поверхностное (межфазное) натяжение
 $\sigma_{\text{в}}$ — временное сопротивление
 $\sigma_{0,2}$ — предел текучести
 τ — время

Сокращения

- АДС — аргонодуговая сварка
ГДС — гелиево-дуговая сварка
ВТМО — высокотемпературная термомеханическая обработка
ГП — зона Гинье — Престона
ЗС — зона сплавления
ЗТВ — зона термического влияния
КСС — контактно стыковая сварка
МШН — металл шва — зона неполного перемешивания
МШП — металл шва — зона полного перемешивания
МТМО — межоперационная (промежуточная) термомеханическая обработка
НТМО — низкотемпературная термомеханическая обработка
ОМ — основной металл
ПДС — плазменно-дуговая сварка
ПТМО — предварительная термомеханическая обработка
ЭЛС — электронно-лучевая сварка
ЭМВ — электромагнитное воздействие
ЭМП — электромагнитное перемешивание

ВВЕДЕНИЕ

По мере расширения объема производства сварных конструкций все более широкое применение находят алюминиевые сплавы различных классов. Этому способствуют, с одной стороны, высокие физико-химические свойства (удельная прочность, коррозионная стойкость и др.) и практически неограниченная возможность получения их по сравнению с другими металлами, а с другой — разработка новых и совершенствование существующих процессов сварки полуфабрикатов из этих сплавов.

Сплавы на основе алюминия делят на деформируемые и литейные, а также на термически упрочняемые и неупрочняемые. Сварные конструкции изготавливаются преимущественно из деформируемых полуфабрикатов, являющихся конечным продуктом металлургического производства. В настоящее время значительный объем продукции готовится также из сочетания деформируемых и литых деталей. Постепенно исчезает грань между так называемыми несвариваемыми и свариваемыми материалами, и номенклатура сплавов, вовлекаемых в сварочное производство, непрерывно расширяется.

Рассмотренные материалы нашли достаточно широкое применение в отечественной и зарубежной практике.

Качество сварного (неразъемного) соединения непосредственно зависит от особенностей его получения. При сварке металлов атомы соединяемых деталей требуется сблизить на расстояние, при котором создается т. н. металлическая связь. Такое расстояние по протяженности сопоставимо с параметрами решетки исходного материала. Отсюда следует, что любые посторонние (неметаллические) примеси на поверхности металла препятствуют образованию необходимой связи. Подобными примесями на алюминии являются прежде всего атомы кислорода. Адсорбируясь на поверхности, они вступают в прочную химическую связь с металлом, а удаление их намного сложнее, чем на стали. Слой удерживаемых алюминием атомов кислорода (оксидная пленка) очень быстро растет и толщина его достигает 2—8 нм. В сварочном производстве толщину оксидного слоя механическим или химическим путем стремятся свести к минимуму, однако заблаговременное (до сварки) удаление оксидного слоя для сохранения ювенильной поверхности оказывается малоэффективным. С целью создания надежного соединения указанный слой следует разрушать и удалять непосредственно в процессе сварки. В противном случае

при любой, даже относительно кратковременной задержке от момента удаления пленки до начала процесса возможно появление в соединении дефектов — оксидных включений.

По способу разрушения или удаления оксидного слоя процесс соединения обычно делят на сварку плавлением и сварку давлением. Возможны также комбинированные способы. При сварке давлением разрушение оксидного слоя достигается непосредственно деформацией соединяемых деталей. При сварке плавлением удаление оксидной пленки осуществляется действием флюсов, инертных газов или вакуума.

За 90 лет, прошедших с момента появления сварки алюминия, апробированы почти все способы соединения, ранее разработанные для сварки стали.

Если не рассматривать экологическую сторону вопроса, можно заключить, что объем применения того или иного способа сварки зависит от производительности процесса и возможности получения соединения, обладающего наиболее высокими физико-механическими свойствами при минимальном количестве дефектов или полном их отсутствии. Основной металл обычно находится в неравновесном состоянии, существенно отличающемся от такового для слитка и металла шва. В процессе сварки исходный металл подвергается термическому или механическому воздействию либо тому и другому одновременно. В результате в сварном соединении создаются зона или участки, различные по структуре и свойствам.

Независимо от характера защиты сварочного пространства с точки зрения воздействия на свариваемый металл большое значение имеет погонная энергия сварки: чем она меньше, т. е. чем меньше длительность воздействия источника нагрева на основной металл, тем уже шов и меньше ЗТВ сварки. Различные способы сварки плавлением в порядке уменьшения погонной энергии можно расположить примерно в следующей последовательности: газовая сварка ацетилено-кислородным пламенем, электродуговая сварка покрытыми электродами с подогревом основного металла, ЭПС неплавящимся и плавящимся электродами, электродуговая сварка угольным электродом (постоянным током прямой полярности), ГДС и АДС неплавящимся и плавящимся электродами, плазменная сварка, ЭЛС в вакууме, а также лазерная сварка. При сварке давлением наибольшее тепловое воздействие на основной металл оказывает стыковая сварка оплавлением, существенно меньшее — контактная точечная. Естественно, не сопровождается тепловым влиянием на свариваемый металл т. н. холодная сварка, здесь наблюдается лишь деформация текстуры, а размеры зерен меняются мало.

Структура сварного соединения определяется исходным состоянием металла и термическим циклом процесса, который обычно делят на три периода (стадии): первый — нагрев до точки плавления, второй — пребывание металла в жидком состоянии и третий — от точки затвердевания до комнатной температуры. Применительно к металловедению сварки целесообразно прежде всего рассмотреть второй и третий периоды. Для различных способов сварки алюминия

время пребывания металла в жидком состоянии может изменяться в достаточно широких пределах, а скорость охлаждения при затвердевании составляет $10 - 2 \cdot 10^3$ К/с. Период охлаждения металла после затвердевания также колеблется в широких пределах и может изменяться на один-два порядка. От продолжительности второго периода зависят металлургические реакции в ванне, от длительности третьего — процессы превращения и рекристаллизации металла в ЗТВ. Под влиянием температуры металл в данной зоне обычно приобретает меньшую твердость и прочность, чем исходный.

Изменение структуры металла сказывается также на его коррозионной стойкости. В литом металле шва могут сохраняться оксидные включения и создаваться другие металлургические дефекты (поры, трещины), которые выявляются при рентгеновском просвечивании соединений и металлографическом исследовании шлифов, вырезанных из образцов-свидетелей, приготовленных в условиях, идентичных натурным. На этих образцах могут быть установлены также характеристики твердости и коррозионной стойкости соединений. Целью подобных исследований является определение соответствия свойств соединения требованиям технических условий и стандартов.

Кроме исследования образцов-свидетелей прибегают также к выборочным испытаниям вплоть до разрушения реального изделия. Такие испытания позволяют оценивать не только качество получаемого соединения, но и выявлять возможные отклонения от заданного технологического процесса. Металлографический анализ сварных соединений дает возможность устанавливать причины выявляемых отклонений.

Среди различных способов металлографического анализа наибольшее распространение получило исследование макро- и микроструктуры соединения поперек и вдоль шва при увеличении соответственно в 4—10 и 100—300 раз. При этом определяют расположение различных зон соединения и наличие макро- и микродефектов.

К числу современных методов исследований сварных соединений можно отнести термический анализ, микрорентгеноспектральный анализ различных участков сварного соединения. Оже-спектроскопия, электронная спектроскопия тех же участков соединения применяется в случае необходимости более глубоких исследований.

ПРОИЗВОДСТВО И СВОЙСТВА СВАРИВАЕМЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

1. Получение первичного алюминия

Процесс изготовления полуфабрикатов из алюминия и его сплавов включает в себя две последовательные стадии: получение первичного алюминия и его металлургический предел.

Современный способ получения первичного алюминия известен немногим более 100 лет — с момента разработки этого метода в 1886 г. П. Геру во Франции и Г. Холлом в США.

Стадия получения первичного алюминия состоит из следующих этапов: извлечения глинозема Al_2O_3 из богатых алюминием руд и электролиза раствора глинозема. В качестве растворителя для глинозема чаще всего применяется расплавленный криолит Na_3AlF_6 .

Таблица I. Химический состав

Марка алюминия	Al, не менее	Fe	Si	Cu	Zn
A999	99,999	—	—	—	—
					Алюминий
A995	99,995	0,0015	0,0015	0,001	0,001
A99	99,99	0,003	0,003	0,003	0,003
A97	99,97	0,015	0,015	0,005	0,003
A95	99,95	0,030	0,030	0,015	0,005
					Алюминий
A85	99,85	0,08	0,06	0,01	0,02
A8	99,80	0,12	0,10	0,01	0,04
A7	99,70	0,16	0,16	0,11	0,04
	99,70	0,20	0,08	0,01	0,04
A7E					
A6	99,60	0,25	0,20	0,01	0,06
A5	99,50	0,30	0,30	0,02	0,06
A5E	99,50	0,35*	0,12	0,02	0,04
A0	99,0	0,50	0,50	0,02	0,08

* Допускается массовая доля железа не менее 0,18 %.

** Для суммы примесей Ti + V + Mn + Cr.

*** Для алюминия высокой чистоты массовое содержание каждой из прочих примесей не

Рабочая температура электролиза 930—950 °С. Электродами служат графитовые блоки, которые при этих температурах слабо взаимодействуют с алюминием и мало в нем растворяются. На получение 1 т первичного алюминия расходуется около 16000 кВт · ч электроэнергии. Полученный в электролизной ванне первичный алюминий загрязнен примесями Fe, Si, Al₂O₃, C, H₂ и др. Он содержит около 99,9 % основного вещества. Более чистый металл получают химической или электролитической очисткой. Конечной операцией производства первичного алюминия является разлив полученного электролизом металла в небольшие слитки — чушки массой по 6—12 кг. Химический состав первичного алюминия различных марок представлен в табл. 1.

Наряду с контролируемыми по стандартам примесями Fe, Si, Cu, Zn, Ti в алюминии могут находиться еще не менее 17 неконтролируемых примесей, содержание каждой из них составляет не более 0,001 % (по массе), а общее их количество не превышает 0,005 %, как, например, в высокочистом алюминии марки А995. Среди них с позиции металлургии сварки большое значение имеют такие примеси, как водород и натрий. От содержания водорода зависит пористость швов на алюминии и всех его сплавах, а примесь натрия отрицательно сказывается на пластичности соединений алюминиево-магниевых сплавов. Напротив, в силиумах натрия полезен — используется в качестве модификатора.

первичного алюминия, % (по массе)

Тi	Прочие примеси	Цветовая маркировка чушек, слитков и т. д.
особой чистоты		
—	0,001	—
высокой чистоты		
0,001	0,005***	Четыре зеленые продольные полосы
0,002	0,010	Четыре черные продольные полосы
0,002	0,03	Три желтые продольные полосы
0,002	0,05	Три зеленые продольные полосы
технической чистоты		
0,01	0,15	Две белые продольные полосы и одна зеленая поперечная
0,01	0,20	Две белые продольные полосы
0,02	0,30	Две желтые продольные полосы
0,01	0,30	Две желтые продольные полосы и одна желтая поперечная
0,03	0,40	Две синие продольные полосы
0,03	0,50	Две зеленые продольные полосы
0,015**	0,50	Две зеленые продольные полосы и одна зеленая поперечная
0,03	1,0	Две черные продольные полосы

превышает 0,005 %, для алюминия технической чистоты — 0,03 %.

2. Металлургический передел первичного алюминия

В качестве исходной заготовки для металлургического передела первичного алюминия служит слиток относительно большого размера, который получают преимущественно методом полунепрерывного литья. Условия приготовления расплава, размеры слитков и параметры кристаллизации определяют т. н. металлургическую наследственность, которая характеризуется чистотой металла, плотностью, структурной и химической неоднородностью. По этим показателям слитки полунепрерывного литья значительно превосходят слитки заливки. Слитки из деформируемых сплавов являются заготовками для последующей термомеханической обработки. В зависимости от назначения последующий металлургический передел может содержать различные виды термообработки, включая гомогенизацию и нагрев слитков перед деформацией и в промежутках между деформационными циклами. От режимов деформации — температуры, схемы, степени и ее скорости зависят концентрация легирующих элементов в твердом растворе, а также состав и размер частиц фаз, не растворившихся в твердом растворе или выделившихся из него при термообработке (отжиге или старении).

Термомеханическая обработка сочетает пластическую деформацию и термическую обработку. Различают три вида термомеханической обработки: высокотемпературную, промежуточную, или межоперационную, и низкотемпературную. Основная цель ВТМО и ее разновидности ПТМО — повышение прочности коррозионной стойкости при сохранении высокой пластичности, МТМО — повышение равномерности свойств по объему и пластичности в поперечном и высотном направлениях. Основная цель НТМО — достижение максимальной прочности при неизбежном снижении пластичности. Степень и скорость деформации при ВТМО выбирают таким образом, чтобы подавить первичную рекристаллизацию.

При горячей деформации происходит вязкое торможение скольжения дислокаций атомами магния в сплавах $Al - 3\% Mg$ и более, в остальных сплавах — переползание дислокаций около субграниц. При более низких температурах протекает термически активируемое пересечение препятствий, образованных деформационным упрочнением в плоскости скольжения. При холодной деформации поперечное скольжение дислокаций и динамическое деформационное старение в алюминии и его сплавах с низкой концентрацией твердого раствора совмещены с самим процессом деформации. Различия в условиях нагрева и обработки давлением в производстве полуфабрикатов из алюминиевых сплавов приводят к заметной разнице в их структуре после конечной термической обработки, что обуславливает очень большие различия в механических и других свойствах. Одни полуфабрикаты имеют практически одинаковые свойства в трех взаимно перпендикулярных направлениях, для других эти свойства, особенно в высотном направлении, отличаются в несколько раз.

Существенно различаются по свойствам полуфабрикаты, получаемые прокаткой, прессованием, ковкой и штамповкой. Создава-

емые при прокатке полуфабрикаты толщиной до 10,5 мм называются листами, большей толщины — плитами. Для стали термин «плиты» обычно не применяется. Благодаря высокой пластичности и сверхпластичности алюминиевых сплавов при сравнительно низких температурах (300—500 °С) широкое распространение, кроме прокатки, получило прессование. Наименьшей прочностью и наиболее высокой пластичностью обладает высокочистый алюминий. Любые примеси, в особенности железо и кремний, снижают пластичность металла.

В качестве основных легирующих элементов применяются медь, магний, кремний, марганец, цинк, литий и др. Содержание легирующих элементов в деформируемых сплавах обычно не превышает 8 %. В литейных сплавах общее количество легирующих элементов и примесей может составить 10—30 %. Деление на легирующие элементы и примеси в некоторой степени условно. Например, кремний, железо во многих сплавах являются нежелательными примесями, а в некоторых ковочных и литейных сплавах, а также в сварочной проволоке марки СвАК5 кремний — основной легирующий элемент. Содержание элементов в алюминиевых сплавах приведено в табл. 2—4.

При термомеханической обработке необходимо учитывать особенности поведения алюминиевых сплавов на операциях наклепа, возврата, рекристаллизации, закалки и старения.

Наклеп. Все упомянутые операции термомеханической обработки в той или иной мере включают пластическую деформацию. После снятия нагрузки, большей предела текучести, в деформируемом полуфабрикате сохраняется остаточная деформация. При повторном нагружении возрастает предел текучести металла и снижается его способность к дальнейшей пластической деформации, т. е. металл упрочняется. Такое упрочнение металла называется наклепом (нагартовкой).

С ростом степени деформации показатели механических свойств $\sigma_{\text{в}}$, $\sigma_{0,2}$ и твердость $HВ$, характеризующие сопротивление деформации, повышаются по затухающей кривой (деформационное упрочнение), а показатели пластичности (способности к пластической деформации) δ , ψ соответственно снижаются. Предел текучести $\sigma_{0,2}$ растет более интенсивно, чем временное сопротивление $\sigma_{\text{в}}$. По мере роста степени пластической деформации значения $\sigma_{\text{в}}$ и $\sigma_{0,2}$ сближаются. В результате наклепа механические свойства меняются весьма существенно. Для термически неупрочняемых сплавов наклеп является основным способом повышения их прочности. Так, временное сопротивление ненагартованного сплава АМг6 составляет 300—320 МПа, а нагартованного АМг6НПП — 380—430 МПа. Упрочнение при наклепе объясняется повышением плотности дислокаций, увеличением числа точечных несовершенств — вакансий и дислоцированных атомов. Все это затрудняет свободное перемещение дислокаций. Дополнительные барьеры для дислокаций создаются из-за деформации зерен и дробления блоков, что, в свою очередь, способствует упрочнению металла. Наклепанный металл имеет меньшую плотность, меньшую теплопроводность и большее электросопротивление.

При наклепе зерна сплющиваются и ориентируются вдоль направления деформации, определяя т. н. текстуру металла. Ее образование

Таблица 2. Химический состав алюминиевых

Система легирования	Марка сплава	Cu	Mg	Mn
Al	АД00 1010 ОСТ1-92014-76	0,015	0,02	0,02
	АД0 1011 ГОСТ 4784-74	0,02	0,03	0,03
	АД1 1013 ГОСТ 4784-74	0,05	0,05	0,03
	АД 1015 ОСТ1-92014-76	0,1	0,1	0,1
Al—Mn	АМц 1400 ГОСТ 4784-74	0,1	0,2	1,0—1,6
	АМцС.1403 ГОСТ 4784-74	0,1	0,05	1,0—1,4
Al—Mg—Mn	АМг1 1510 ГОСТ 4784-74	0,1	0,7—1,6	0,2—0,6
	АМг2 1520 ГОСТ 4784-74	0,1	1,8—2,6	0,2—0,6
	АМг3 1530 ГОСТ 4784-74	0,1	3,2—3,8	0,3—0,6
	АМг5 1550 ГОСТ 4784-74	0,1	4,8—5,8	0,3—0,8
	АМг6 1560 ГОСТ 4784-74	0,1	5,8—6,9	0,5—0,8
	АМг61 1561 ОСТ1-92014-76	0,1	5,5—6,5	0,7—1,1
Al—Mg—Si	АД31 1310 ГОСТ 4784-74	0,1	0,4—0,9	0,1
	АД33 1330 ГОСТ 4784-74	0,15—0,40	0,8—1,2	0,15
	АД35 1350 ГОСТ 4784-74	0,1	0,8—1,4	0,5—0,9
	АВ 1341 ГОСТ 4784-74	0,1—0,5	0,45—0,90	0,15—0,35
Al—Cu—Mg	Д18 1187 ГОСТ 4784-74	2,2—3,0	0,2—0,5	0,2
	В65 1157 ГОСТ 4784-74	3,9—4,5	0,15—0,30	0,3—0,5
	Д1 1100 ГОСТ 4784-74	3,8—4,8	0,4—0,8	0,4—0,8
	Д16, Д16ч 1160 ГОСТ 4784-74	3,8—4,9	1,5	0,6
	Д19 1190 ОСТ1-90048-77	3,8—4,3	1,7—2,3	0,5—1,0
	ВАД1 (Д24) 1191 ОСТ1-90048-77	3,8—4,5	2,3—2,7	0,35—0,8
	ВД17 1170 ОСТ1-90048-77	2,6—3,2	2,0—2,4	0,45—0,70
Al—Cu—Mg—Mn—Si	АК6 1360 ГОСТ 4784-74	1,8—2,6	0,4—0,8	0,4—0,8
	АК6-11361 ОСТ1-90048-77	1,8—2,6	0,4—0,8	0,4—0,8
	АК8 1380 ГОСТ 4784-74	3,9—4,8	0,4—0,8	0,4—1,0
Al—Cu—Mg—Fe—Ni—Si	АК4 1140 ГОСТ 4784-74	1,9—2,5	1,4—1,8	0,2
	АК4-1 1141 ГОСТ 4784-74	1,9—2,7	1,2—1,8	0,2
Al—Zn—Mg	1911 ОСТ1-92014-76	0,1—0,2	1,6—2,1	0,2—0,5
	1915 ГОСТ 4784-74	0,1	1,3—1,8	0,2—0,6
	1925 ГОСТ 4784-74	0,8	1,3—1,8	0,2—0,7
Al—Zn—Mg—Cu	В93** 1930 ОСТ1-90026-71	0,8—1,2	1,6—2,2	0,1
	В95 1950 ГОСТ 4784-74	1,4—2,0	1,8—8	0,2—0,6
	В96 1960 ОСТ1-90026-71	2,0—2,6	2,3—3,0	0,1
Al—Cu—Mn	Д20 1200 ОСТ1-90048-77	6,0—7,0	0,05	0,4—0,8
	Д20 1201 ОСТ1-90048-77	5,8—6,8	0,02	0,2—0,4
	Д21 1210 ОСТ1-90048-77	6,0—7,0	0,25—0,45	0,4—0,8
Al—Cu—Mn—Li	ВАД23 1230 ОСТ1-90048-77	4,8—5,8	0,05	0,4—0,8
Al—Mg—Li	1420***	1,9—2,3 Li	5,0—6,0	<0,3
Al—Al ₂ O ₃	САП-1***	6—9 Al ₂ O ₃	—	—
	САП-2	9—13 Al ₂ O ₃	—	—
Al—Si—Ni	САС-1*** 1319	—	—	—

* В алюминии марок АД00, АД0, АД1 и АД не менее 99,7; 99,5; 99,3 и 98,8 % Al соот Al — основа.

** Сплав повышенной чистоты по примесям Fe, Si и другим контролируемым элементам.

*** Данные из работы [2].

промышленных деформируемых сплавов, % (по массе)*

Fe	Si	Zn	Ti	Zr	Cr	Be	Ni
0,16	0,016	0,07	0,05	—	—	—	—
0,30	0,30	0,07	0,1	—	—	—	—
0,30	0,30	0,1	0,15	—	—	—	—
0,50	0,50	0,1	0,15	—	—	—	—
0,7	0,6	0,1	0,2	—	—	—	—
0,25—0,45	0,15—0,35	0,1	0,1	—	—	—	—
0,10	0,10	—	—	—	—	—	—
0,4	0,4	0,2	0,1	—	0,05	—	—
0,5	0,5—0,8	0,2	0,02—0,10	—	0,05	—	—
0,5	0,5	0,2	0,06	—	—	0,0002—0,005	—
0,4	0,4	0,2	0,02—0,10	—	—	0,0002—0,005	—
0,4	0,4	0,2	—	0,02—0,12	—	0,0001—0,003	—
0,5	0,3—0,7	0,2	0,15	—	—	—	—
0,7	0,4—0,8	0,25	0,15	—	0,15—0,35	—	—
0,5	0,8—1,2	0,2	0,15	—	—	—	—
0,5	0,5—1,2	0,2	0,15	—	0,25	—	—
0,5	0,5	0,1	0,1	—	—	—	—
0,2	0,25	0,15	0,1	—	—	—	—
0,7	0,7	0,3	0,1	—	—	—	—
0,5	0,5	0,3	0,1	—	—	—	—
0,5	0,5	0,1	0,1	—	—	0,0002—0,005	—
0,3	0,2	0,1	0,03—0,10	0,07—0,2	—	0,0002—0,005	—
0,3	0,3	0,1	0,1	—	—	—	—
0,7	0,7—1,2	0,3	0,1	—	—	—	0,1
0,7	0,7—1,2	0,3	0,02—0,10	—	0,01—0,20	—	0,1
0,7	0,6—1,2	0,3	0,1	—	—	—	0,1
0,8—1,3	0,5—1,2	0,3	0,1	—	—	—	0,8—1,3
0,8—1,4	0,35	0,3	0,02—0,10	—	0,1	—	0,8—1,4
0,3	0,2	3,8—4,4	—	0,13—0,22	0,07—0,25	—	—
0,4	0,3	3,4—4,0	0,1	0,15—0,22	0,08—0,20	—	—
0,7	0,7	3,4—4,0	0,1	0,1—0,2	0,2	—	—
0,2—0,4	0,1	6,5—7,3	0,1	—	—	—	—
0,5	0,5	5,0—7,0	—	—	0,10—0,25	—	0,1
0,4	0,3	8,0—9,0	0,03	0,1—0,2	0,05	—	—
0,3	0,3	0,1	0,1—0,2	0,2	—	—	—
0,3	0,2	0,1	0,02—0,1	0,10—0,25	0,1 V	—	—
0,3	0,3	0,1	0,1—0,2	—	—	—	—
0,3	0,3	0,1	0,15	0,9—1,4 Li	0,1—0,25 Cd	—	—
0,1—0,3	0,1—0,3	0,1	—	0,09—0,15	—	—	—
0,2	—	—	—	—	—	—	—
0,2	—	—	—	—	—	—	—
—	25—30	—	—	—	—	—	5—7

ответственно, в сплавах САП-1 и САП-2 — соответственно 94 и 91 % Al, в остальных сплавах

Таблица 3. Химический состав промышленных

Система легирования	Марка сплава	Cu	Mg	Mn	Fe	Si
Al—Si	АЛ2	0,60	0,10 ³	0,50	0,7/1,0	10,0—13,0
Al—Cu	АЛ7	4,0—5,0	0,03	0,10	1,0	1,20
	АЛ19	4,5—5,3	0,05	0,6—1,0	0,2/0,3	0,30
	АЛ33 (ВАЛ1)	5,5—6,2	0,05	0,6—1,0	0,3	0,30
Al—Mg	АЛ8	0,10	9,3—10,0	0,10	0,3	0,30
	А27	0,15	9,5—10,5	0,10	0,2	0,20
	АЛ13	0,10	4,5—5,5	0,1—0,4	0,5	0,8—1,3
	АЛ23	0,15	6,0—7,0	0,10	0,2	0,20
	АЛ28	0,30	4,8—6,3	0,4—1,0	0,3/0,4	0,30
Al—Si—Zn	А11	0,60	0,1—0,3	0,50	0,7/1,2	6,0—8,0
Al—Si—Mg	АЛ4	0,30	0,17—0,3	0,2—0,5	0,6/0,9	8,0—10,5
	АЛ9	0,20	0,2—0,4	0,50	0,6/1,0	6,0—8,0
	АЛ34 (ВАЛ5)	0,30	0,35—0,55	0,10	0,6	6,5—8,5
Al—Si—Cu	АК4М4 (АЛ15В)	3,5—5,0	0,50	0,2—0,6	1,2/1,3	3,0—5,0
	АЛ6	2,0—3,0	0,10	0,30	1,1/1,4	4,5—6,0
Al—Cu—Mg	АЛ1	3,75—4,50	1,25—1,75	—	0,7/0,8	0,70
	АЛ21	4,6—6,0	0,8—1,3	0,15—0,25	0,6	0,50
Al—Zn—Mg	АЛ24	0,20	1,5—2,0	0,2—0,5	0,5	0,30
Al—Si—Mg—Cu	АЛ3	1,5—3,0	0,35—0,6	0,6—0,9	0,6/1,2	4,5—5,5
	АЛ5	1,0—1,5	0,35—0,6	0,50	0,6/1,0	4,5—5,5
	АК5М7 (АЛ10В)	6,0—8,0	0,2—0,5	0,50	1,2	4,5—6,5
	АЛ25	1,5—3,0	0,8—1,3	0,3—0,6	0,8	11,0—13,0
	АЛ30	0,8—1,5	0,8—1,3	0,20	0,7	11,0—13,0

Примечания: 1. Составы соответствуют ГОСТ 2685—75. 2. Перед чертой — данные для максимальное содержание элемента.

алюминиевых литейных сплавов, % (по массе)

Zn	Ti	Zr	Ni	Be	Ce	Cr	Sn	Pb
0,30	0,10	0,10	—	—	—	—	—	—
0,20	0,20	0,10	—	—	—	—	0,01	0,01
0,20	0,15—0,35	0,20	0,10	—	—	—	—	—
—	—	0,05—0,20	0,8—1,2	—	0,15—0,30	—	—	—
0,10	0,07	0,20	—	0,07	—	—	—	—
0,10	0,05—0,15	0,05—0,20	—	0,05—0,15	—	—	—	—
0,20	—	0,15	—	—	—	—	—	—
0,10	0,05—0,15	0,05—0,20	—	0,02—0,10	—	—	—	—
—	0,05—0,15	0,10	—	—	—	—	—	—
7,0—12,0	—	—	—	—	—	—	—	—
0,30	0,15 (Ti+Zr)	—	—	0,10	—	—	0,01	0,05
0,30	0,15 (Ti+Zr)	—	—	0,10	—	—	0,01	0,05
0,30	0,1—0,3	0,20	0,1B	0,15—0,4	—	—	—	—
2,00	—	—	0,50	—	—	—	—	—
0,30	—	—	—	—	—	—	—	—
0,10	0,10	0,10	1,75—2,25	—	—	—	—	—
0,30	—	—	2,6—3,6	—	—	0,1—0,2	—	—
3,5—4,5	0,1—0,2	0,10	0,10	—	—	—	—	—
0,30	—	—	—	—	0,50 (Zr+Ce)	—	0,01	0,05
0,30	0,15 (Ti+Zr)	—	—	0,10	—	—	0,01	—
0,60	—	—	0,50	—	—	—	—	—
0,50	0,005—0,2	—	0,8—1,3	—	—	0,2	0,02	0,10
0,20	0,20	—	0,8—1,3	—	—	—	0,01	0,05

железа при литье в землю, за чертой — при литье в кокиль. 3. Одним числом обозначено

Таблица 4. Химический состав сварочных проволок

Марка проволоки	Основные				
	Al	Mg	Mn	Fe	Si
СвА97	Не менее 99,97	—	—	—	—
СвА85Т	Остальное	—	—	—	—
СвА5	Не менее 99,5	—	—	0,2—0,35	0,10—0,25
СвАМц	Остальное	—	1,0—1,5	0,3—0,5	0,2—0,4
СвАМг3	»	3,2—3,8	0,3—0,6	—	0,5—0,8
СвАМг4	»	4,0—4,8	0,5—0,8	—	0,05—0,25 Cr
СвАМг5	»	4,8—5,8	0,5—0,8	—	—
Св1557	»	4,5—5,5	0,2—0,6	—	—
СвАМг6	»	5,8—6,8	0,5—0,8	—	—
СвАМг63	»	5,8—6,8	0,5—0,8	—	—
СвАМг61	»	5,5—6,5	0,8—1,1	—	—
СвАК5	»	—	—	—	4,5—6,0
СвАК10	»	—	—	—	7,0—10,0
Св1201	»	6,0—6,8 Cu	0,2—0,4	0,05—0,15 V	—

Примечания: 1. Состав проволок соответствует ГОСТ 7871—75. 2. Для проволоки должно быть больше единицы. 3. По заказу потребителя проволока из сплава марки СвАМг6

способствует появлению анизотропии свойств вдоль и поперек волокон. Различают два вида текстуры: прокатки и аксиальную (верную). Последняя наблюдается при деформации с осевой симметрией, растяжении, волочении, сжатии — прессовании и прокатке прутков круглого сечения. Верную структуру полагают менее благоприятной. Наибольшая анизотропия свойств обычно наблюдается на пресспрофилях.

Возврат и рекристаллизация. При холодной деформации металла некоторая часть механической энергии, расходуемой на деформацию, накапливается в металле в виде различного рода дефектов решетки, а основная часть энергии превращается в теплоту. Благодаря накопленной таким образом энергии деформированный металл переходит в нестабильное состояние по сравнению со стабильным (хорошо отожженным). Если после деформации с помощью нагрева сообщить атомам достаточную подвижность, то металл сможет снова вернуться в равновесное состояние с более низкой энергией Гиббса. Возвращение в состояние равновесия сопровождается выделением накопленной энергии деформации. Процессы, в результате которых достигается упомянутое состояние, делят на возврат и рекристаллизацию. Обычно термин «возврат» применяется для всех явлений, сопровождающих (низкотемпературный) отжиг перед рекристаллизацией. Рекристаллизация определяется появлением сравнительно свободных от наклепа зерен, отделенных от деформированной матрицы или от других рекристаллизованных зерен большеугловыми границами.

Различается также динамический и статический возвраты. Динамический возврат при холодной деформации приводит к образованию ячеистой структуры вследствие поперечного скольжения винтовых дислокаций. Основной механизм динамического возврата —

из алюминия и алюминиевых сплавов, % (по массе)

компоненты			Примеси, не более				
Ti	Be	Zr	Fe	Si	Zn	Cu	Mg
—	—	—	0,015	0,015	—	0,005	—
0,2—0,5	—	—	0,04	0,04	0,02	0,01	0,01
—	—	—	—	—	—	0,015	—
—	—	—	—	—	0,1	0,2	0,05
—	—	—	0,5	—	0,2	0,05	—
0,05—0,15	0,002—0,005	—	0,4	0,4	0,2	0,05	—
0,1—0,2	0,002—0,005	—	0,4	0,4	0,2	0,05	—
0,07—0,15 Cr	0,002—0,005	0,2—0,35	0,3	0,15	—	0,05	—
0,1—0,2	0,002—0,005	—	0,4	0,4	0,2	0,1	—
—	0,002—0,005	0,15—0,35	0,05	0,05	0,05	0,05	—
—	0,0001—0,0003	0,002—0,12	0,4	0,4	0,2	0,05	—
0,1—0,2	—	—	0,6	—	0,1	0,2	—
—	—	—	0,6	—	Zn + Sn	0,1	0,1
0,1—0,2	0,0001—0,0008	0,1—0,25	0,15	0,08	0,2	—	0,02
					0,05		

всех марок, кроме СвАМгЗ, СвАК5, СвАК10, соотношение содержания железа и кремния изготавливается с содержанием водорода не более 0,4 см³ в 100 г металла.

переползание дислокаций. Динамический возврат уменьшает энергию упругих искажений решетки, но не устраняет их полностью. Дальнейшее уменьшение внутренней энергии происходит при статическом возврате и рекристаллизации. Полное устранение деформационного упрочнения происходит при рекристаллизации. Длительная выдержка при нагреве уже до 100 °С вызывает переход металла в более устойчивое структурное состояние. Последующий нагрев до 150—200 °С вызывает уменьшение плотности дислокаций из-за их аннигиляции, уменьшения числа вакансий и снижения уровня внутренних напряжений.

Первичной рекристаллизацией называют процесс образования новых зерен на границах блоков и старых зерен. При этом металл приобретает термодинамически более устойчивое состояние. Наклеп металла снимается, плотность дислокаций уменьшается. При последующем росте температуры наступает вторая стадия процесса — рост вновь образовавшихся зерен и их слияние. При укрупнении зерен уменьшается общая поверхностная энергия образовавшихся зерен. В свою очередь, различают следующие виды первичной рекристаллизации: динамическая, которая протекает во время деформации одновременно с деформационным упрочнением; спонтанная, идущая сразу после окончания высокотемпературной деформации, пока металл находится в нагретом состоянии; статическая, которая идет во время нагрева деформированного металла выше температуры окончания деформации (при отжиге, закалке, промежуточном нагреве для обработки давлением).

Применительно к сварочным условиям можно ограничиться описанием одной лишь статической рекристаллизации, поскольку она развивается в ЗТВ при нагреве металла. Следует иметь в виду,

что выделить эту стадию из общего процесса рекристаллизации достаточно трудно. Поэтому здесь обычно рассматривают суммарный процесс рекристаллизации. Можно привести следующий пример зависимости между возвратом и рекристаллизацией для сплава Al — 0,007 % Cu. При нагреве до 65 °С происходит уменьшение плотности дислокаций внутри субзерен и перегруппировка дислокаций, локализованных в субзернах. На второй стадии около 139 °С возврат сопровождается медленным постепенным ростом субзерен, имеющих небольшие углы разориентировки с соседними.

В термически упрочненных сплавах, кроме того, происходит растворение зон Гинье — Престона. Видимых при обычных микроисследованиях изменений структуры при возврате не происходит и вытянутая форма зерен сохраняется. При последующем нагреве происходит заметное изменение микро- и макроструктуры наклепанного металла. Температура начала этого процесса называется температурным порогом рекристаллизации. Для технически чистого алюминия он составляет примерно 100 °С, а для сплавов — 200—250 °С. При превышении порога рекристаллизации растет подвижность атомов и вместо ориентированной волокнистой текстуры образуются новые зерна. Процесс рекристаллизации принято делить на две стадии: первичную, или рекристаллизацию обработки, и собирательную.

Кинетика процесса рекристаллизации зависит от температуры и уровня предварительной нагартовки. С повышением уровня наклепа скорость рекристаллизации сначала возрастает, а затем снижается.

Наиболее крупные зерна образуются при относительно небольшой степени предшествующей пластической деформации — 6—12 %, при которой имеет место максимальная неоднородность дефектов решетки и напряжений. В этих условиях границы зерен приобретают возможность быстрого перемещения на большие расстояния. Такой уровень деформации называют критическим. С повышением температуры скорость рекристаллизации относительно плавно возрастает — без перегибов.

Наиболее четко рекристаллизация проявляется на чистом алюминии, низколегированных сплавах, например АМц. В сплавах примеси взаимодействуют с дислокациями и ограничивают их подвижность, что затрудняет образование зародышей новых зерен и тормозит рекристаллизацию. Этим объясняют более высокий порог рекристаллизации для сплавов по сравнению с чистым металлом. Температура рекристаллизации некоторых термически упрочняемых сплавов, подвергнутых горячей обработке давлением по определенным режимам, превышает температуру нагрева под закалку. В этом случае горячедеформированный полуфабрикат после окончательной обработки имеет нерекристаллизованную (полигонизованную) структуру, что обуславливает его повышенную по сравнению с аналогичным рекристаллизованным полуфабрикатом прочность. Повышение прочности благодаря сохранению после термической обработки нерекристаллизованной структуры наиболее четко проявляется у прессованных полуфабрикатов (пресс-эффект). Полагают, что процессы возврата и рекристалли-

Таблица 5. Режимы термической обработки деформируемых алюминиевых сплавов

Марка сплава	Неполный отжиг		Полный отжиг *		Закалка	Старение		Состояние
	Т, °С	Выдержка, ч	Т, °С	Выдержка, ч		Т, °С	Т, °С	
					Т, °С			
АД1	150—300	1—3	300—500	1/6—1/2	—	—	—	—
АМг5			310—335	1/2—3	—	—	—	—
АМг6			310—335	1/2—3	—	—	—	—
АМц	200	1—3	300—500	1/6—1/2	515—525	150—165	12—15	—
АВ			380—420	1/6—1**	515—530	Комнатная	240—360	—
АД31			380—420	1/6—1**	—	—	160—170	10—12
Д1	350—370	2—4	380—420	1/6—1**	495—510	Комнатная	Не менее 96	Т1
Д16			380—420	1/6—1**	495—505	Комнатная	То же	Т1
ВАД1			380—420	1/6—1**	503—508	Комнатная	185—195	11—13
1915	260—280	2—4	350—420	1/6—1***	450—460	Комнатная	120—240	Т1
1960			350—430	1/6—1****	465—475	95—105	Не менее 720	Т
1201			380—420	1/6—1**	530—450	145—155	24, I ступень	10, II ступень
1420	350—370	2—4	380—420	1/6—1**	—	135—145	15—17	Т1
			300—350	1	400—540*****	110—125	3—20, I ступень	3—20, II ступень
			—	—	—	160—170	12—16	12—16
						185—195	20—36	Т1*****
						120—140	10—20	Т1

* В результате полного отжига — состояние М.

** Охлаждение с температуры отжига со скоростью не более 30 °С/ч до 260 °С, затем на воздухе. Для максимальной прочности сплавов системы необходимо проводить искусственное старение сразу после закалки и не позже, чем через 6 ч.

*** Охлаждение с температуры отжига со скоростью не более 30 °С/ч до 200 °С, затем на воздухе.

**** Охлаждение с температуры отжига со скоростью не более 30 °С/ч до 150 °С, затем на воздухе.

***** Закалка на воздухе, в воде или двухступенчатая: I ступень — в воде со скоростью 900 °С/с, II ступень — перезакалка на воздухе со скоростью 0,3 °С/с. Степень деформации при холодной прокатке между промежуточными закалками — 30—35 %.

***** Этот режим обеспечивает максимальную прочность сплава 1201.

зации взаимосвязаны. Связь между этими явлениями сложная. Известно, что возврат задерживает рекристаллизацию. Для процессов возврата характерна меньшая энергия активации, чем для процесса рекристаллизации, поэтому эффект задержки рекристаллизации тем заметнее для данного сплава, чем ниже температуры отжига. Увеличение содержания примесей дает преимущества возврату над рекристаллизацией. Иначе говоря, для металла определенного состава отклонения от экспоненциального характера зависимости скорости рекристаллизации тем больше, чем ниже температура отжига, тогда как при данной температуре отклонения тем заметнее, чем выше содержание примесей.

Таблица 6. Фазовый состав деформируемых алюминиевых сплавов

Система легирования	Марка сплава	Основные фазы
Al	АДО	$\alpha + Al_3Fe$ (Ae_2Fe_2), α (Al_3Fe_2Si), β (Al_5FeSi), δ (Al_4FeSi_2), γ (Al_3FeSi)
Al—Mn	АМц	$\alpha + Al_6Mn$, Al_4Mn , Al_6 ($MnFe$), Al_3Fe , T ($Al_{10}Mn_2Si$), α ($MnFe$)
Al—Mg	АМг1 АМг6	$\alpha + \beta$ (Mg_3Al_2), (Mg_5Al_8), Al_6Mn , Al_6 ($MnFe$), Mg_2Si , $AMnFeSi$
Al—Mg—Si	АВ АД35 АД31 АД33	$\alpha + Mg_2Si + Si$ } $AlFeSi$; $AlCrFeSi$; $AlMnFeSi$; $AlMnFe$; Al_6 ($MnFe$); Al_6Mn $\alpha + Mg_2Si$ }
Al—Cu—Mg	В65 Д1 Д16 Д19 ВАД1	$\alpha + \theta$ (Al_2Cu) } T ($Al_{12}Mn_3Cu$); $Al \rightarrow (MnFe) \leftarrow Si$; Al_3Ti ; Al_6 ($MnFe$); Al_7FeCu_2 Mg_2Si $\alpha + S$ ($MgAl_2Cu$), $ZrAl_2$ }
Al—Zn—Mg	1915 1911	$\alpha + \eta$ ($MgZn_2$) + T ($Mg_3Al_2Zn_3$),
Al—Cu—Mn	Д20 1201	$\alpha + \theta$ (Al_2Cu) + T ($Al_{12}Mn_2Cu$), Al_3Zr ; $Al_{11}V$
Al—Cu—Li	ВАД23	$\alpha + \theta' + T_1$ (Li_3Al_6Cu), θ (Al_2Cu)
Al—Mg—Li	1420	$\alpha + S$ ($LiMgAl_2$), δ ($LiAl$), γ ($Mg_{17}Al_{12}$), β (Mg_2Al_3), δ' ($LiAl_3$), $FeAl_3$
Al—Cu—Mg—Si	АК6 АК8	$\alpha + \theta$ (Al_2Cu), $AlMnSi$ $\alpha + \theta$ (Al_2Cu) + S ($MgAl_2Cu$) + W ($Mg_5AlCu_4Si_4$) } $AlMnFe$; $AlMnFeSi$, Mg_2Si ,
Al—Zn—Mg—Cu	В95 В96ц В93	$\{\alpha + S$ ($MgAl_2Cu$) + T ($Mg_3Al_2Zn_2$) $\alpha + T$ ($Mg_3Al_2Zn_3$)
Al—Cu—Mg—Ni—Fe—Si	АК4-1	$\alpha + \theta$ (Al_2Cu) + S ($MgAl_2Cu$); Al_9FeNi ($Fe:Ni=1:1$) N (Al_7FeCu_2) ($Fe > Ni$); T (Al_8NiCu) ($Ni > Fe$)

Закалка и старение. Это основные процессы получения высокопрочного материала на термически упрочняемых сплавах. Следует иметь в виду, что в результате закалки алюминиевый сплав получается наиболее мягким и пластичным, в то время как на сталях закаленный материал характеризуется наивысшей прочностью и твердостью, кроме сталей аустенитного класса. Типичные режимы термообработки, приведенные в табл. 5, могут корректироваться в зависимости от размеров заготовок и требований к конечным механическим свойствам материала. Так, для получения алюминиево-магниевых сплавов наивысшей пластичности, например для перетяжки проволоки, вместо отжига можно применить закалку, как и на термоупрочняемых сплавах. В процессе закалки не успевает развиваться рекристаллизация с ростом зерен, ведущая к охрупчиванию металла.

При термообработке образуются метастабильные и равновесные фазы (табл. 6 и 7) [23]. Последовательность и механизм их образования рассмотрим на примере сплава 1201, типичного для системы Al—Cu. После обработки на твердый раствор, заключающейся в нагреве до 525—535 °С, закалке в воду и старении при 160—200 °С (рис. 1) превращения протекают в следующей последовательности: $\alpha' \rightarrow \alpha + \text{ГП} \rightarrow \alpha + \theta'' \rightarrow \alpha + \theta'$, где α' — пересыщенный раствор меди в алюминии, полученный в результате обработки на твердый раствор — закалки. При более высоких температурах старения происходит превращение $\alpha + \theta' \rightarrow \alpha + \theta$. На рис. 2 представлены образцы сплава, содержащие каждую из этих метастабильных фаз (зоны ГП, θ'' , θ'), полученные с помощью трансмиссионного электронного микроскопа, а также соответствующие им дифракционные кар-

Таблица 7. Фазовый состав промышленных алюминиевых литейных сплавов

Система легирования	Марка сплава	Основные фазы
Al—Si	АЛ2	$\alpha + \text{Si}, \text{Al}_3\text{Fe}, \text{Al}_5\text{FeSi}$
Al—Cu	АЛ19 АЛ33 (ВАЛ1)	$\alpha + \theta(\text{Al}_2\text{Cu}), \left. \begin{array}{l} \overline{\text{AlMnFeSi}}, \\ \text{Al}_5\text{FeSi}_2, \\ \overline{\text{Al}_3\text{Ti}}, \\ T'(\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}), \\ \text{Al}_2\text{Ce}, \text{Al}_3\text{Zr} \end{array} \right\} T(\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu})$
Al—Mg	АЛ8 АЛ27	$\alpha + \beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3), \text{Al}_3\text{Fe}, (\text{Mg}_2\text{Si}), \text{Al}_3\text{Zr}, \text{Al}_3\text{Ti}, \text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$
Al—Si—Mg	АЛ9 АЛ4 АЛ34 (ВАЛ5)	$\alpha + \text{Si} + \text{Mg}_2\text{Si}, \left. \begin{array}{l} \text{Al}_3\text{Fe}, \text{Al}_4\text{FeSi}_2, \text{Al}_5\text{FeSi} \\ \overline{\text{AlMnFeSi}} \\ \text{BeAlFe} \end{array} \right\}$
Al—Si—Mg—Cu	АЛ3. АЛ5	$\alpha + \text{Si} + \theta(\text{Al}_2\text{Cu}) + \text{Mg}_2\text{Si}, \overline{\text{AlMnFeSi}}, \text{W}(\text{Mg}_5\text{Al}_x\text{Si}_4\text{Cu}_4)$
Al—Zn—Si	АЛ11	$\alpha + \text{Si}, \text{Al}_3\text{Fe}, \text{Mg}_3\text{Al}_2\text{Zn}_3, \text{Al}_5\text{FeSi}, \text{Al}_{16}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$
Ае—Zn—Mg	АЛ24	$\alpha + \eta(\text{MgZn}_2); \text{Mg}_2\text{Si}, \text{Mg}_3\text{Al}_2\text{Zn}_3$

тины [4]. Во время низкотемпературного старения первыми появляются выделения зон ГП в виде дискообразных монослоев (в более ранних исследованиях полагали, что зоны ГП имеют несколько слоев). Слой атомов меди лежит здесь на плоскости (100). Диаметр дисков меньше 15 нм, они когерентны с матрицей. Фаза θ' имеет ту же форму пластин и ориентирована так же, как и зоны ГП. В литературе встречаются и другие наименования этих образований. Зона ГП обозначается ГП1, а фаза θ'' — зоной ГП2. Диаметр включений $\theta'' = 20 \dots 50$ нм, а толщина их больше, чем у ГП. Фаза θ' имеет собственную объемноцентрированную тетрагональную структуру, отличающуюся от структуры алюминиевой матрицы. Подобно зонам ГП и θ'' , она выделяется в виде пластин на плоскостях (100), но значительно крупнее (диаметр 100—1000 нм, толщина 15 нм). Эти выделения образуются в условиях метастабильного равновесия: если фаза продолжает находиться при температуре ниже линии растворимости, она будет продолжать расти и в результате ее заменит следующая по порядку фаза. При достижении температур, близких к линии растворимости данной фазы, относительный объем ее уменьшается, пока не исчезнет

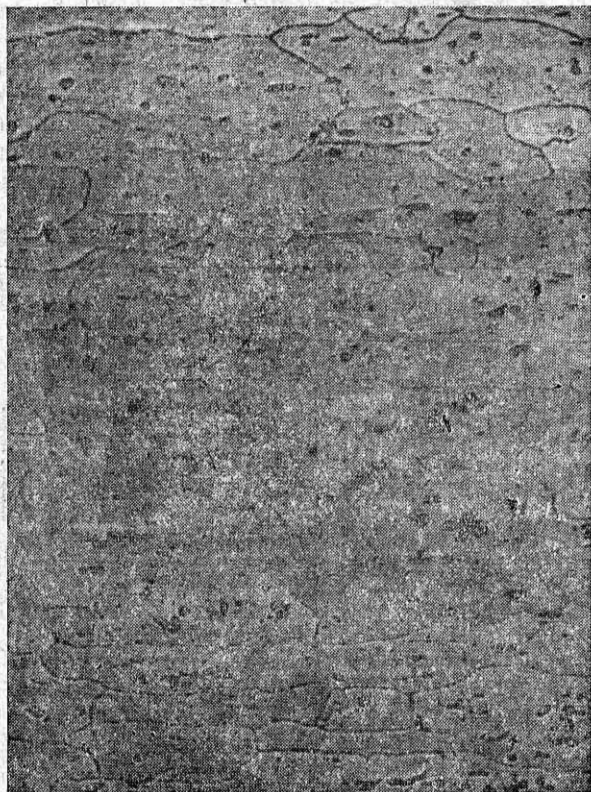


Рис. 1. Микроструктура сплава 1201 (лист) ($\times 300$)

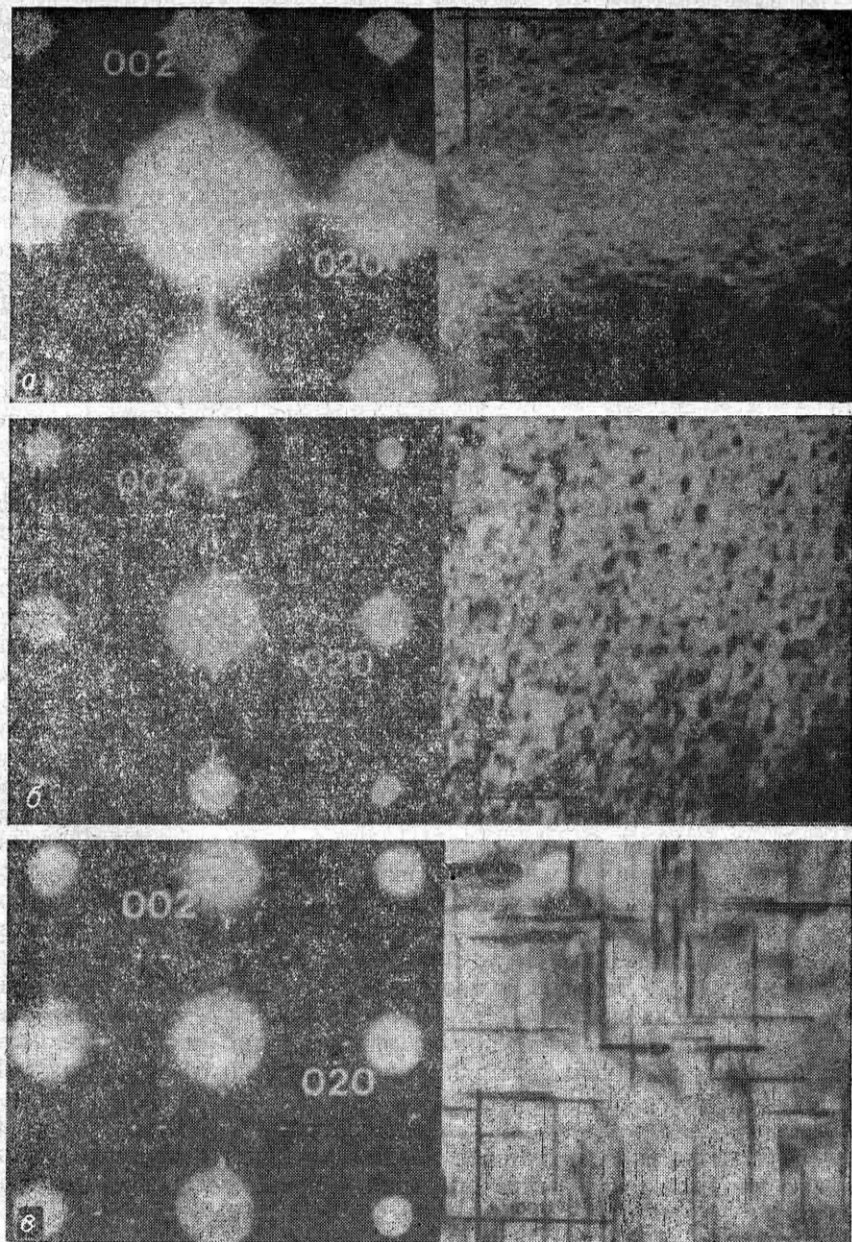


Рис. 2. Дифракционная картина и светлопольное изображение поля (100) для сплава типа 1201 (2219):

a — зоны ГП в виде монослоев меди, лежащих на плоскостях (100) матрицы и дающих рефлексы в направлениях (100) в режиме дифракции; *b* — выделения θ'' с упорядоченной структурой и существующие в виде пластинок на плоскостях (100) матрицы. Дифракционная картина характеризуется рефлексами с максимумами на $1/4$ (200), $1/2$ (200) и $3/4$ (200); *в* — выделения θ' с объемноцентрированной тетрагональной структурой в виде пластинок на плоскостях (100) матрицы.

полностью при температуре растворимости и выше. Это свидетельствует о «возврате» фазового состояния. Промежуток времени, необходимый для прохождения возврата, зависит от температуры, размеров и характера включений. Полагают, что малые размеры и когерентность ускоряют растворение зон ГП в сравнении с более толстыми и полуккогерентными выделениями θ' .

Таким образом, следует различать два процесса, объединенных одним термином «возврат»: описанное выше возвращение метастабильного (за счет наклепа) состояния к равновесному (со снятием нагартовки) и возвращение состаренного состояния к закаленному (за счет растворения метастабильных фаз, преимущественно зон ГП). Второе явление характерно для термически упрочняемых сплавов.

Таким образом, качество конечного полуфабриката зависит от химического состава сплава, наличия в нем примесей, режимов получения слитков и их последующего передела. Например, для изготовления плит высокого качества необходимо применять слитки, полученные из алюминия повышенной чистоты с оптимальным содержанием железа и кремния и регламентированным содержанием легирующих элементов. В процессе литья расплав подвергают рафинированию, вакуумированию и фильтрации для уменьшения содержания водорода и неметаллических включений, способствующих появлению расслоений при деформации слитка. Все это при строгом соблюдении параметров литья обеспечивает получение равномерной, мелкозернистой структуры и отсутствие трещин в слитке.

Последующие технологические операции предусматривают гомогенизацию слитков для снятия внутренних напряжений, уменьшения количества избыточных фаз и устранения внутридendrитной ликвации по основным легирующим элементам: фрезерование или обточку поверхности слитка для удаления ликвационных наплывов и следов неслитин; обезжиривание поверхности плоского слитка и наложение планшет в случае прокатки плакированных плит; нагрев перед прокаткой до температуры максимальной пластичности; горячую прокатку слитков по режимам, обеспечивающих минимальное число дефектов, выявляемых при УЗК; закалку и естественное или искусственное старение для сплавов, упрочняемых термической обработкой, с применением для некоторых из них смягчающих режимов старения и нагартовки для повышения прочностных свойств; правку растяжением в свежезакаленном состоянии с регламентируемой величиной остаточной деформации для снятия внутренних напряжений и уменьшения коробления; резку на нужные размеры, УЗК и определение стандартных характеристик материала. Для термически неупрочняемых сплавов ряд указанных выше операций (закалка, старение) исключается.

3. Особенности структуры и механические свойства полуфабрикатов

Металлургическая наследственность и условия передела определяют свойства полуфабрикатов. Сплавы могут применяться в холодном и полностью термообработанном горячедеформированном состояниях.

Например, термомеханическая обработка сплава АМг6 на состояние НЗ заключается в холодной деформации горячекатаного листа на 20—40 %, полигонизационном гетерогенизирующем отжиге при 240—250 °С, холодной деформации на 20—40 %, отпуске при 100 °С в течение 2—4 ч. В результате создается полигонизированная структура с равномерным распределением β -фазы по границам субзерен. Основные состояния поставки полуфабрикатов обозначаются следующим образом: без ТО — горячекатаное (ГК); ХК — холоднокатаное; М — отожженное; МПП — отожженное с повышенной прочностью; Н — нагартованное; НПП — нагартованное с повышенной прочностью (НН); НОП — нагартованное с ограниченной прочностью; Н1 — четверть нагартованное ($1/4$ Н); Н2 — полунагартованное ($1/2$ Н, П); Н3 — на три четверти нагартованное ($3/4$ Н); Т — закаленное и естественно состаренное или закаленное; Т1 — закаленное и искусственно состаренное после закалки; Т1Н — нагартованное после закалки и искусственно состаренное состояние; Т1С — закаленное и искусственно состаренное особо прочное состояние [5]; Т2, Т3 — закаленное и искусственно состаренное состояние по режимам, приводящим к снижению прочности по сравнению с Т1, но к росту вязкости и коррозионной стойкости.

Наличие плакировки на катаных полуфабрикатах отличают буквой А — нормальную плакировку, У — утолщенную и Б — технологическую. Технологическая плакировка применяется для труднодеформируемых сплавов. Для сплава АМг6 технологическая плакировка составляет на сторону 4—7 % от толщины листа, а нормальная плакировка в зависимости от толщины листа может находиться в пределах 2—4,5 %.

Состояние, структура, газонасыщенность, наличие плакировки оказывают существенное влияние на поведение металла в ЗТВ и в зоне сплавления при всех способах сварки плавлением. Повышенную склонность полуфабрикатов из сплава АМг6 к образованию пор в ЗТВ объясняют большим, чем у других сплавов, содержанием водорода и наличием легкоплавких прослоек по границам зерен, которые способствуют при сварке образованию дефектов в виде окошечных микрохлотов и расслоений. В настоящее время нет стандартных критериев оценки поведения полуфабриката в ЗТВ при сварке. Склонность материала к образованию дефектов иногда определяют методом так называемой тепловой пробы. Образцы нагревают до 580 °С и выдерживают при этой температуре 10—15 мин. Предварительно на образцы наносят графитовые риски. В местах их нанесения не образуется сплошная оксидная пленка и появляющийся по границам зерен ликват выходит на поверхность образца. Количество и характер выделения ликвата, а также расслоения в структуре рассматриваются как показатели склонности такого металла к образованию дефектов при сварке.

Сплав АМг6. Для исследования особенностей полуфабрикатов из сплава АМг6 были приготовлены партии с обычным содержанием водорода (плавки 99, 101, 103, 201, 103) и др., подвергавшиеся дегазации в вакуумном миксере (плавки 98, 100, 102, 200, 202). Состав партий указан в табл. 8 [69].

Таблица 8. Состав и свойства опытных партий сплава АМг6

Партия	Химический состав, % (по массе)						Механические свойства				
	Mg	Mn	Ti	Fe	Si	H, см ³ /100 г	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	α , град	KCU, Дж/см ²
Холоднокатные и нагартованные листы $b = 3$ мм											
98	6,5	0,56	0,02	0,04	0,03	0,25	422	356	16,8	95	40
99	6,5	0,55	0,04	0,03	0,03	0,55	427	358	16,9	93	42
100	6,6	0,57	0,02	0,10	0,10	0,25	421	354	16,0	63	29
101	6,5	0,58	0,03	0,11	0,09	0,51	429	348	15,9	52	29
102	6,4	0,56	0,03	0,11	0,11	0,20	437	360	13,7	68	29
103	6,0	0,65	0,07	0,19	0,15	0,60	445	379	8,2	35	12
Горячекатаные плиты $b = 10,5$ мм											
200	6,1	0,63	0,02	0,05	0,04	0,25	351	333	14,5	180	94*
201	6,0	0,60	0,03	0,13	0,10	0,63	358	289	15,5	180	56
202	6,2	0,62	0,03	0,12	0,13	0,20	344	309	14,6	180	64
203	6,0	0,65	0,07	0,19	0,15	0,60	361	238	17,1	167	32

* При испытании на ударную вязкость образцы полностью не разрушились (изгиб с надрывом).

Тонкие листы исследовали после нагартовки на 90 % и стабилизирующего отпуска (100 °С, 10 ч). Микроструктура листов различных партий отличается размерами и числом интерметаллидных включений на фоне основного твердого раствора. Их значительно меньше в сплавах высокой чистоты (рис. 3, а и б), а в серийном сплаве они встречаются в виде грубых скоплений (рис. 3, в, г).

Прочность сплавов всех партий в одинаковом состоянии примерно одинакова, предел текучести нагартованных листов в 2 раза больше, чем у горячекатаных, временное сопротивление соответственно выше на 20—25 %. Снижение концентрации кремния и железа заметно улучшает пластичность и вязкость металла как в горячекатаном, так и в нагартованном состояниях. Относительное удлинение, угол изгиба и ударная вязкость нагартованных листов плавки 99 (0,06 % Fe + Si) в 2 раза больше по сравнению с плавкой 103 (0,34 % Fe + Si). Обращает на себя внимание особенно высокая ударная вязкость горячекатаных плит из сплава повышенной чистоты (0,09 % Fe + Si), подвергавшихся вакуумной дегазации (плавка 200). Испытания методом тепловой пробы показали, что независимо от содержания водорода полуфабрикаты из сплава высокой чистоты (плавки 98, 99, 200) не проявили склонности к выделению ликвата (рис. 4, а), а на сплавах со средним и обычным количеством примесей кремния и железа выделялся ликват (рис. 4, в, г). Здесь количество выделений определяется, вероятно, не только содержанием примесей, но и наличием водорода, модификатора и степенью структурной неоднородности материала. Так, в сплавах со средним количеством примесей, подвергшихся вакуумной дегазации, ликвата выделяется несколько меньше, чем в сплавах без дегазации (рис. 4, в и г).

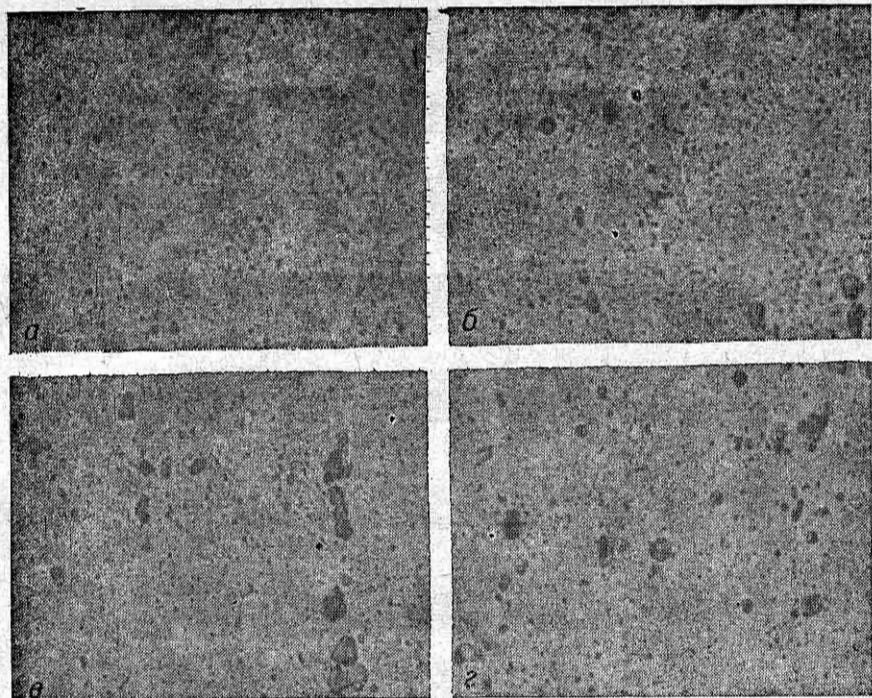


Рис. 3. Микроструктура сплава АМг6 (лист, $b=3$ мм) в исходном состоянии ($\times 300$):
a — плавка 99; *b* — 100; *v* — 101; *z* — 102.

В образцах плавок 103 и 203 с максимальным содержанием металлических примесей и водорода выделения ликвата оказались не столь грубыми вследствие более мелкозернистой структуры сплава. Металлографический анализ образцов позволил выявить особенности превращений в структуре металла при нагреве по методу тепловой пробы. Оплавление фаз по границам зерен и пористость наблюдается во всех образцах, особенно при содержании примесей кремния и железа свыше 0,1 % (рис. 5, *v*, *z*). Возрастание содержания водорода в сплаве способствует образованию более грубых несплошностей (рис. 5, *b*). В серийном сплаве АМг6 (плавка 103) при более мелкозернистой структуре пористость весьма различна: наряду с рассеянными мелкими порами наблюдаются грубые скопления оплавившихся фаз, расслоений и пустот (рис. 5, *v* и *z*).

Следует заметить, что тепловая проба — более жесткое испытание, чем известные сварочные. Иными словами, при отрицательных результатах по тепловой пробе при оптимальной технологии сварки могут быть получены вполне доброкачественные сварные соединения, в частности при АДС и ЭЛС листов и плит.

Сплав 1201. Для исследования особенностей структуры полуфабрикатов сплава 1201 использовались прессованные заготовки боль-

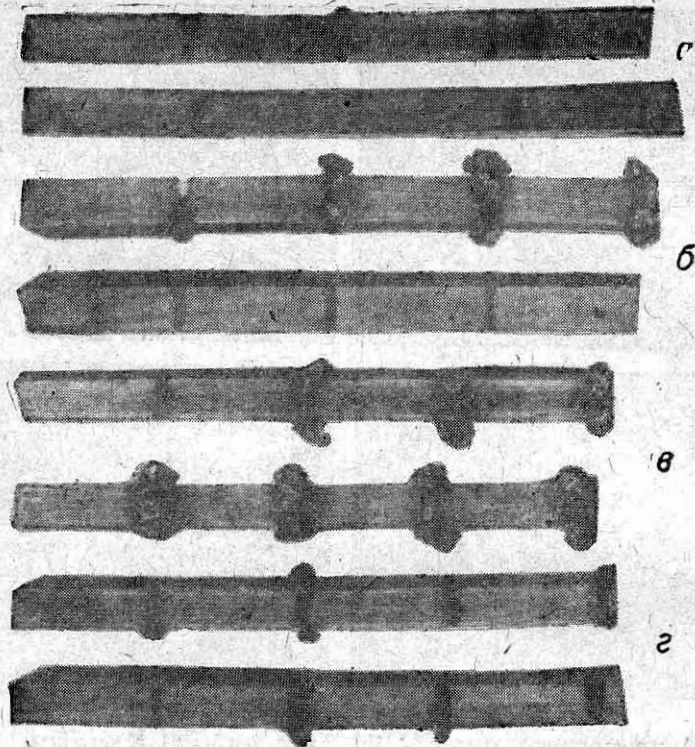


Рис. 4. Внешний вид образцов после испытаний по методу «тепловая проба»:

а — плавка 99; б — 100; в — 101; г — 102.

шого сечения — 260×300 мм, крупногабаритные поковки и штамповки из алюминиевого сплава, содержащего 5—6 % Си [59]. Все исследуемые полуфабрикаты разрезали на темплеты $100 \times 200 \times 100$ мм, которые подвергали закалке и искусственному старению, а затем — на пластины размером 100×200 , толщиной 2,4 и 6 мм. Пластины разрезали таким образом, чтобы они характеризовали долевое (Д), поперечное (П) и высотное (В) направления в полуфабрикате. Результаты макроструктурного анализа приведены в табл. 9, откуда следует, что в прессованных полуфабрикатах наблюдается ярко выраженная разноразмерность в форме крупнокристаллического ободка. Размер зерен у поверхности достигал 10—16 мм и более.

Центральная часть прессованных полуфабрикатов характеризуется относительно мелкозернистой структурой с размером зерен 1—3 мм. Для поковок характерна крупнозернистая структура с ориентацией зерна в плоскости, перпендикулярной к усилиюковки. Размеры зерен в этой плоскости достигают 10—15 мм, а в высотном направлении — 1—2,2 мм. Для штамповок при рациональном конструировании штампов в большинстве случаев характерна мелкозернистая структура

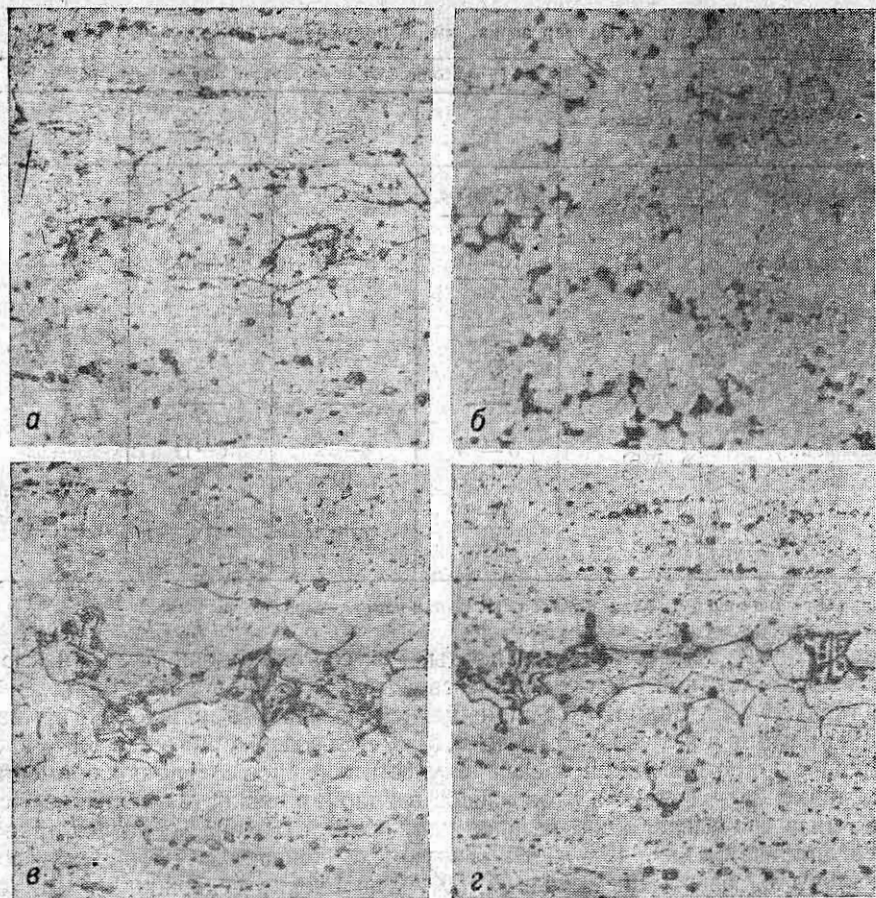


Рис. 5. Микроструктура сплава АМг6 после испытаний по методу «тепловая проба» ($\times 150$):

а, б — соответственно с пониженным и повышенным содержанием примесей и водорода;
в, г — серийного состава.

с небольшим количеством раздробленных интерметаллидов. На листах толщиной 2—3 мм отмечается ориентированная в направлении проката мелкозернистая (0,05—0,2 мм) структура.

При рентгенопросвечивании пресс-полос иногда отмечается наличие зон различной контрастности, так называемые темные и светлые полосы. Они имеют строчечный характер и вытянуты в направлении прессования, что свидетельствует о значительной структурной неоднородности. Рентгенограммы образцов из листов столь заметной структурной неоднородности не выявляют.

Влияние химического состава полуфабрикатов из сплава 1201 на механические свойства листов и плит показано для партий, характеристика которых приведена в табл. 10. Листы исследованы в состоянии закалка + нагартовка на 7—8 % + искусственное старение

Таблица 9. Размер зерна, мм, в полуфабрикатах сплава 1201

Полуфабрикат	Направление волокна	Расстояние от поверхностей полуфабриката, мм			
		1—5	10—15	20—30	40—60
Лист	Д	$\frac{0,04-0,25}{0,1}$	—	—	—
Пресс-полоса	Д	$\frac{16-18}{14}$	$\frac{14-16}{9}$	$\frac{9-10}{7}$	$\frac{1-3}{2}$
Штамповка	Д	$\frac{2-4}{2,5}$	$\frac{1,5-4}{2,5}$	$\frac{1,8-3}{2,2}$	—
	В	$\frac{1-3}{2}$	$\frac{1-3}{2}$	$\frac{1-3}{2}$	—
Поковка	Д	$\frac{7-15}{11}$	$\frac{8-12}{10}$	$\frac{6-11}{9}$	$\frac{7-12}{10}$
	В	$\frac{1-3}{1,8}$	$\frac{1-2,5}{1,6}$	$\frac{1-2}{1,5}$	$\frac{1-2,5}{1,7}$

Примечание. Здесь и в табл. 11, 12 под чертой — средние значения.

при 170 °С, а прессованные плиты — в состоянии закалка + искусственное старение. Механические свойства полуфабрикатов приведены в табл. 11 и 12. Видно, что с уменьшением суммарного количества примесей кремния и железа от 0,70 до 0,15 % при содержании меди 6,5% временное сопротивление и предел текучести образцов сохраняют примерно одинаковое значение, а угол изгиба и ударная вязкость увеличиваются почти в два раза. Относительное удлинение и сужение образцов также увеличивается на 40—70 %. Такую же тенденцию обнаруживают сплавы с содержанием меди 5,8 %. Увеличение содержания меди от 5,7 до 6,7 % в сплавах обычной и повышенной чистоты приводит к незначительному повышению временного сопротивления и предела

Таблица 10. Химический состав опытных партий сплава типа 1201, %

Партия	Основные элементы						Примеси		
	Cu	Zr	V	Mn	N	Ti	Fe	Si	Zn
1	6,0	0,05	0,082	0,26	0,01	0,06	0,02	0,02	0,05
2	6,7	0,25	0,012	0,3	0,01	0,05	0,08	0,07	0,05
3	6,8	0,05	0,092	0,31	0,01	0,06	0,1	0,11	0,05
4	6,0	0,19	0,092	0,3	0,01	0,06	0,09	0,07	0,05
5	5,7	0,05	0,095	0,3	0,01	0,05	0,1	0,1	0,08
6	6,3	0,05	0,13	0,29	—	0,04	0,4	0,3	0,05
7	6,6	0,12	0,073	0,28	0,01	0,05	0,18	0,16	0,05
8	6,7	0,05	0,07	0,33	0,01	0,06	0,26	0,3	0,07
9	6,0	0,18	0,082	0,28	0,02	0,047	0,3	0,26	0,05
10	5,6	0,05	0,12	0,29	0,01	0,05	0,25	0,25	0,05

Примечание. Al — основа, Mg < 0,02.

Таблица 11. Механические свойства листов толщиной 4,5 мм из сплава типа 1201

Партия	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	α , град	KCU , Дж/см ²	δ , %	ψ , %
1	470—479	370—407	70—92	22—28	16,4—17,6	20,8—28,8
	474	384	85	24	16,8	23,1
2	421—428	311—331	75—77	16—20	17,9—18,2	24,3—25,0
	425	325	76	18	18,1	24,9
3	465—471	376—391	55—64	17—19	12,8—14,2	15,5—17,2
	469	384	59	18	13,6	17,1
4	466—470	348—358	48—68	19—19	15,1—16,2	17,5—20,1
	469	352	58	19	15,8	19,6
5	479—498	388—395	64—71	20—22	10,7—11,8	10,6—25,7
	485	392	67	21	11,2	16,7
6	455—460	351—358	39—43	11—11	12,8—14,1	17,6—18,9
	459	356	41	11	13,6	18,5
7	480—492	398—405	43—47	15—18	10,7—12,3	19,0—24,2
	486	402	45	16	11,5	19,9
8	484—489	424—439	40—46	11—14	5,9—6,6	2,6—5,3
	486	432	44	12	6,2	4,2
9	460—480	347—358	38—46	12—14	8,5—13,5	10,7—17,5
	470	348	42	13	10,0	14,0
10	471—478	365—366	38—47	14—15	10,7—11,7	16,7—18,8
	475	365	42	14,5	11,1	18,0

текучности (на 10—15 МПа) и снижению на 10—20 % угла изгиба и ударной вязкости. Относительное удлинение и сужение при этом остаются практически без изменения [71].

Сплав 1420. Химический состав исследуемых полуфабрикатов приведен в табл. 13. Листовой полуфабрикат отличается наибольшей плотностью и однородностью структуры. Для плит и пресс-полос возрастает неоднородность в распределении мелких упрочняющих фаз, они концентрируются по определенным зонам, образуя полосчатую структуру с повышенной плотностью выделений. Наблюдается также строчечность в выделении первичных интерметаллидов (рис. 6).

В соответствии с особенностями структуры наибольшей анизотропией свойств (по результатам механических испытаний) обладают пресс-полосы.

При испытании на ударную вязкость разрушение листов происходит с образованием глубоких расслоений (шиферного излома). Поверхность разрушения образцов плит и пресс-полос характеризуется отсутствием глубоких расслоений (рис. 7). Изломы образцов плит в долевом и поперечном направлениях ямочные, мало отличаются между собой. При испытании пресс-полос в долевом направлении практически вся поверхность изломов состоит из сколов, в поперечном — ямочный излом с отдельными сколами. Данные механических испытаний приведены в табл. 14.

Таблица 12. Механические свойства прессованных плит толщиной 12 мм из сплавов типа 1201

Партия	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	α , град	KCU, Дж/см ²	δ , %	ψ , %
1	402—409	327—337	33—34	15—17,5	10,0—12,0	11,1—19,8
	406	332	33	16	11,5	16,3
2	411—419	317—320	41—45	12—15	13,3—14,7	19,0—22,0
	415	318	43	14	13,9	21,0
3	445—454	351—385	42—46	19—29	8,5—8,5	14,4—14,4
	450	370	44	22	8,5	14,4
4	400—414	322—326	36—43	17—21	9,0—14,7	12,9—19,0
	406	324	39	20	12,5	15,2
5	387—397	273—299	40—43	20—24	9,0—11,0	12,9—27,9
	394	287	42	22	10,2	20,1
6	399—406	315—341	17—32	11—11	5,0—7,5	11,1—11,1
	401	326	23	11	6,2	11,1
7	404—443	340—358	33—35	12—14	7,0—9,0	14,4—14,4
	426	344	34	13	7,8	14,4
8	426—460	358—386	29—31	9—11	6,9—9,0	11,2—13,4
	443	371	30	10	8,0	12,1
9	436—442	345—351	30—35	16—17	7,5—8,5	11,1—15,7
	439	347	32	16	8,2	14,0
10	395—438	273—342	34—39	12—14	6,0—9,5	9,7—14,4
	425	302	36	13	8,1	11,2

Таблица 13. Химический состав промышленных полуфабрикатов из сплава 1420, % (по массе)

Полуфабрикат	b, мм	Mg	Li	Zr	Fe	Si	Ti	Cu
Лист	2—6	5,2—6,0	1,83—	0,11—	0,05—	0,03—	0,02—	0,01—
			1,85	0,15	0,08	0,07	0,03	0,02
Плита	12—45	5,35—	1,88—	0,10—	0,07—	0,04—	0,02—	0,01—
		5,5	1,44	0,13	0,12	0,07	0,03	0,02
Пресс-полоса	120×120	5,5	1,9—	0,09	0,11	0,04	0,03	0,01
			2,2					

Примечание. Na < 0,005 %.

Таким образом, временное сопротивление, предел текучести и ударная вязкость образцов для периферийной, промежуточной и центральной зон пресс-полос практически одинаковы в долевом направлении и снижаются в поперечном при одинаковом уровне предела текучести. В высотном направлении наблюдается снижение всех трех показателей. При полной термической обработке темплетов толщиной

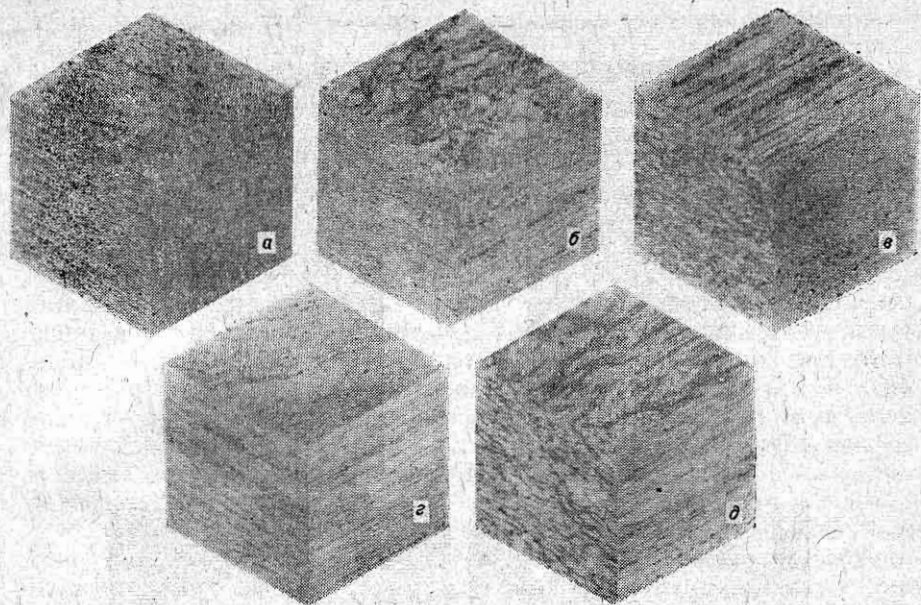


Рис. 6. Микроструктура центральных участков различных полуфабрикатов сплава 1420:

a — лист, *b* = 2 мм; *б* — лист, *b* = 6 мм, *в* — плита, *b* = 12 мм; *г* — плита, *b* = 35 мм; *д* — пресс-полоса 120 × 290 мм.

Таблица 14. Механические свойства промышленных полуфабрикатов из сплава 1420 после полной термической обработки

Полуфабрикат	Участок полуфабриката	Ориентация образцов	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	KCV, Дж/см ²
Лист	—	Д	457,8	305,3	11,6
		П	452,6	286,6	8,2
Плита	—	Д	461,9	296,2	5,2
		П	454,2	289,8	3,0
Пресс-полоса	Периферийная зона	Д	436,3	256,0	5,3
		П	410,7	225,6	4,7
		В	399,6	248,2	4,0
	Промежуточная зона	Д	413,9	242,1	6,1
		П	382,0	238,4	3,5
		В	343,1	220,0	1,75
	Центральная зона	Д	443,8	255,2	6,0
		П	372,3	231,1	2,5
		В	317,6	213,2	1,3

Примечание. Д, П и В — долевое, поперечное и высотное направления вырезки образцов.

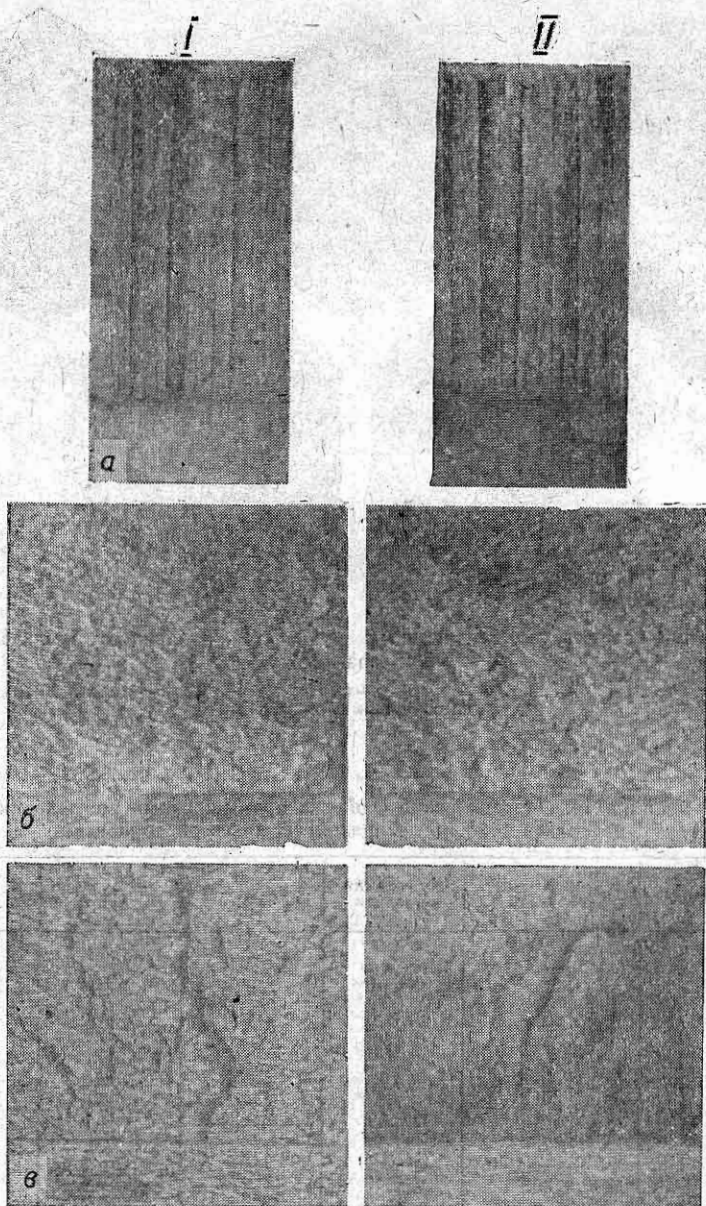


Рис. 7. Поверхность изломов образцов листа (а), плиты (б) и пресс-полосы (в) сілава 1420 после испытания на ударную вязкость в долевом (I) и поперечном (II) направлениях.

20 мм из пресс-полос наблюдается повышение временного сопротивления и пределов текучести до 490,8 и 307,6 МПа в долевом направлении и до 342,8 и 422,8 МПа в высотном. Ударная вязкость образцов, ориентированных в долевом и высотном направлениях, составила соответственно 7,3 и 1,2 Дж/см².

4. Температурный интервал кристаллизации сплавов

Поведение металла при сварке во многом зависит от его температурного интервала кристаллизации. При оценке данной характеристики сплава следует иметь в виду, что точки плавления и затвердевания обычно смещены (гистерезис), а положение их зависит не только от номинального состава сплава по основным легирующим элементам, но и от наличия примесей, и прежде всего кремния и железа. В условиях неравновесного охлаждения металла шва легкоплавкие примеси интенсивно ликвируют, образуя грубую химическую неоднородность в виде межкристаллитных прослоек, что может вызвать снижение температуры солидуса.

Основной легирующий элемент в полуфабрикате распределен относительно равномерно, а в сплаве с повышенным содержанием примесей могут быть обнаружены комплексные соединения, где на-

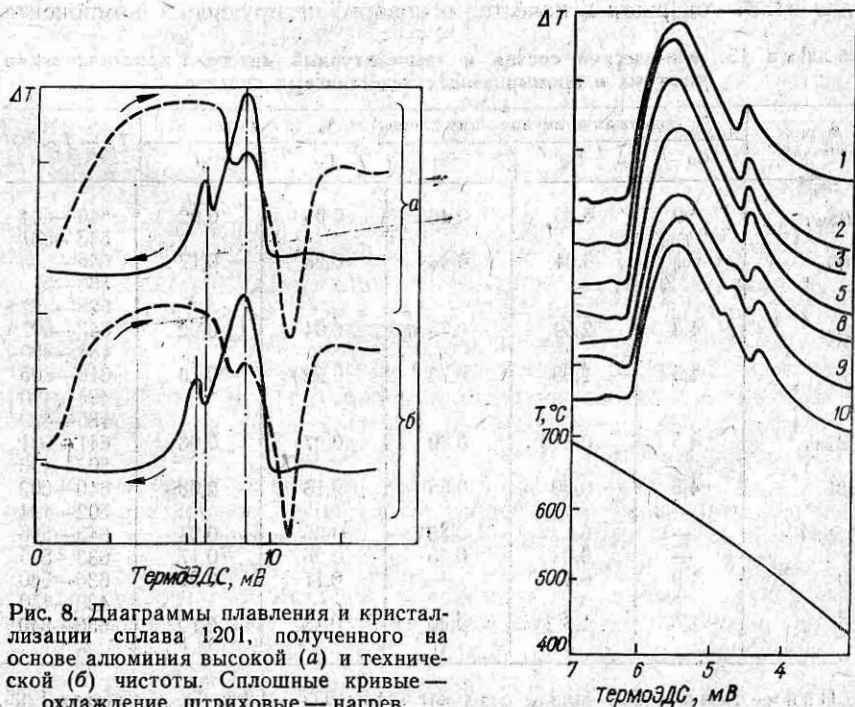


Рис. 8. Диаграммы плавления и кристаллизации сплава 1201, полученного на основе алюминия высокой (а) и технической (б) чистоты. Сплошные кривые — охлаждение, штриховые — нагрев.

Рис. 9. Термограммы кристаллизации сплавов типа 1201 с различным содержанием железа и кремния (см. табл. 16).

ряду с основной фазой, например Al_2Cu , имеются фазы с высоким содержанием кремния и железа.

Методом дифференциального измерения разницы температур между изучаемым образцом и вольфрамовым эталоном при нагревании и охлаждении их со скоростью $80^\circ C/мин$ на установке ВДТА-2 получены диаграммы тепловых эффектов плавления и кристаллизации (рис. 8). Начало расплавления легкоплавкой фазы отмечается перегибом кривой, свидетельствующим о протекании процесса поглощения тепла. Эта стадия оплавления быстро завершается и переходит в стадию плавления твердого раствора, сопровождаемую более резким поглощением тепла (пик вниз). На кривых, соответствующих процессу охлаждения, в обратном порядке четко выделяются моменты начала и окончания кристаллизации твердого раствора (пик вверх), а также интервал кристаллизации легкоплавких фаз (малый пик в конце затвердевания). В условиях эксперимента гистерезис составил $30^\circ C$. По кривым термографического анализа определяют температуры в критических точках перехода и ширину интервалов плавления и кристаллизации. Ниже сопоставлены особенности кристаллизации ряда алюминиевых сплавов $Al-Cu$, $Al-Cu-Mg$, $Al-Mg$, $Al-Mg-Li$ и $Al-Zn-Mg$ состав которых приведен в табл. 15 [68].

Сплавы 01205, Д16 и АМг6 исследованы в двух модификациях: с обычным и пониженным количеством примесей кремния и железа. Сплав 01381 содержал в качестве основного легирующего компонента

Таблица 15. Химический состав и температурный интервал кристаллизации опытных и промышленных алюминиевых сплавов

Марка сплава	Содержание легирующих элементов, % (по массе)					$T_L - T_S, ^\circ C$
	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	
01205вч	6,0	0,03	0,46	0,05	0,02	646—604 543—537
01205	6,1	0,04	0,44	0,25	0,17	645—606 560—555 528—532
Д16вч	4,8	2,59	0,75	0,04	0,02	643—607 484—480
Д16	4,5	1,65	0,73	0,22	0,18	640—605 495—490 485—480
01381вч	4,5	0,65	0,70	0,07	0,96	641—601 503—496
01381	4,6	0,60	0,58	0,16	2,08	640—602 502—494
АМг6вч	—	6,1	0,56	0,06	0,04	643—596
АМг6	—	6,0	0,55	0,26	0,17	633—595
1420	1,9	6,0	—	0,11	0,05	630—580 430—450
1915	3,5	1,6	0,45	0,18	0,10	653—640

Примечание. Все сплавы содержат также $0,05-0,2\%$ Ti. В сплавах 1205, 1420 и 1915 содержится $0,15-0,2\%$ Zr, в 01205 — до $0,15\%$ Cd, в 1915 — $0,15\%$ Sr.

Таблица 16. Химический состав и температурный интервал кристаллизации промышленных сплавов системы Al—Cu

Номер сплава	Содержание легирующих элементов, % (по массе)					$T_L - T_S, ^\circ\text{C}$
	Cu	Mn	Zr	Fe	Si	
1	6,0	0,26	0,04	0,03	0,02	648—608
2	6,3	0,27	0,05	0,04	0,02	548—539
						648—606
3	5,8	0,28	0,5	0,17	0,07	548—538
						651—608
4	6,2	0,30	0,06	0,12	0,07	548—540
						651—607
5	6,6	0,28	0,10	0,14	0,10	547—540
						607—605
6	6,3	0,28	0,11	0,20	0,15	546—536
						645—605
7	5,8	0,28	0,07	0,25	0,20	537—550
						544—534
8	6,3	0,29	0,05	0,28	0,29	640—606
						567—564
9	6,2	0,33	0,06	0,20	0,30	541—532
						647—605
10	5,8	0,28	0,08	0,33	0,28	566—563
						536—530
						645—604
						560—557
						536—520
						646—608
						568—565
						538—531

Примечание. Сплавы содержали также добавки 0,04—0,06 % Ti, 0,07—0,13 % V и примеси: не более 0,02 % Mg и не более 0,05 % Zr.

кремний в количестве 1 и 2 %. Сплав 1201 исследован при изменении содержания примесей кремния и железа от 0,02 до 0,3 % каждой (табл. 16, рис. 9). Диаграммы тепловых эффектов плавления и кристаллизации получены в координатах $T - \Delta T$ (табл. 17 и рис. 10).

Как видно из табл. 15 и рис. 11, сплавы 1915 и AMг6, представляющие собой достаточно гомогенные твердые растворы, кристаллизуются одноэтапно в интервале температур соответственно 653—610 и 636—595 °С. Наличие обычных примесей не вызывает каких-либо дополнительных отклонений на диаграммах кристаллизации.

Сплавы высокой чистоты марок 1201, 01205, 01381 и Д16 (см. рис. 11) с основным легирующим элементом — медью имеют сходные диаграммы кристаллизации, на которых отчетливо проявились этапы затвердевания твердого раствора (большой пик) и легкоплавкой составляющей (малый пик). В зависимости от состава легкоплавкой составляющей второй этап кристаллизации происходит при разных температурах. В сплавах 1201 и 01205 легкоплавкая составляющая, соответствующая в основном двойной эвтектике Al + Al₂Cu, затвердевает при 548 °С, а в сплаве Д16 — при 484 °С, что значительно ниже температуры кристаллизации тройной эвтектики Al + Al₂Cu +

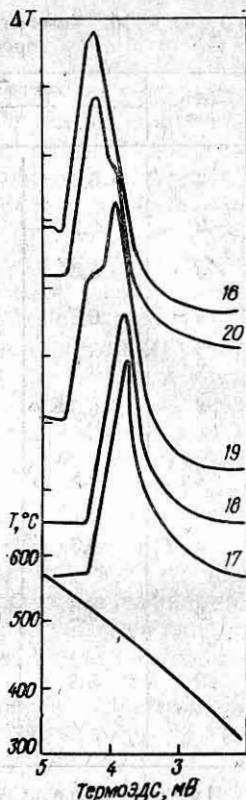
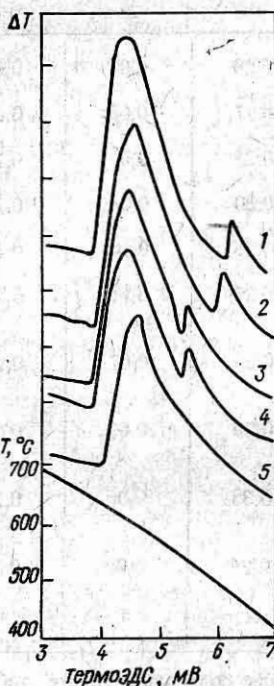
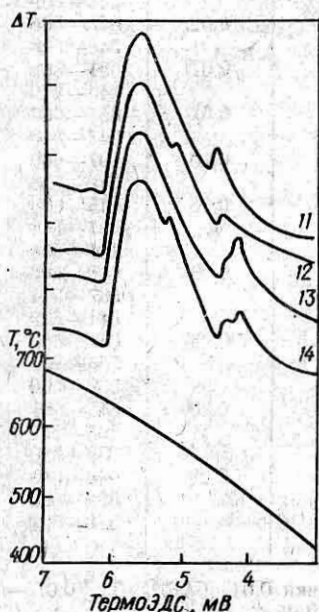


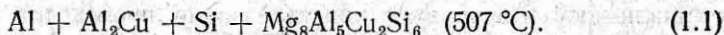
Рис. 10. Термограммы кристаллизации сплавов типа 1201 с различным содержанием примесей кремния и железа (см. табл. 17).

Рис. 11. Термограммы кристаллизации сплавов повышенной чистоты: 1 — Д16; 2 — 01381; 3 — 01205; 4 — 1201; 5 — АМгб.

Рис. 12. Термограммы кристаллизации сплавов эвтектического состава с железом (16), кремнием (17), железом и кремнием (18), а также сплавов промежуточного состава (19, 20).

+ $MgAl_2Cu$ (507 °С). Это объясняется отклонением условий кристаллизации от равновесных для реакции с участием соединения $MgAl_2Cu$, а легкоплавкая структурная составляющая имеет более сложный состав, чем тройная эвтектика.

На окончательную температуру затвердевания сплава 01381 с меньшим количеством магния оказал влияние кремний, который в форме свободного элемента и сложного соединения может входить в состав четверной эвтектики

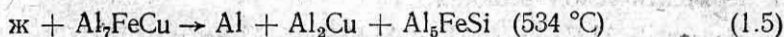
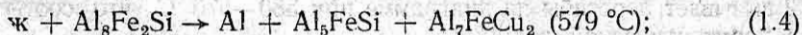
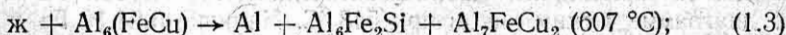
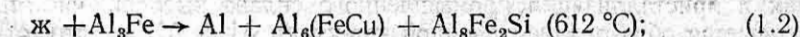


Более сложным характером кристаллизации отличаются подобные сплавы с повышенным количеством примесей. Так, на диаграммах затвердевания сплавов типа 1201 (рис. 12) и 01205 обнаруживаются

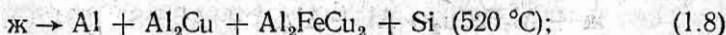
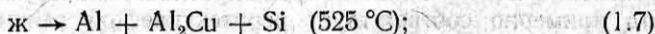
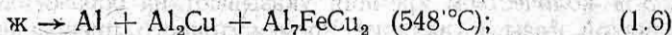
Таблица 17. Химический состав и температурный интервал кристаллизации опытных сплавов системы Al—Cu

Номер сплава	Содержание легирующих элементов, % (по массе)			$T_L - T_S, ^\circ\text{C}$
	Cu	Fe	Si	
11	6,0	0,10	0,06	646—609 548—540
12	5,8	0,24	0,16	648—612 580—576 544—536
13	5,9	0,20	1,20	647—610 538—526 522—515
14	6,0	0,76	0,80	646—608 580—578 538—528 520—513
15	33	0,05	0,02	548—520
16	32	0,5	0,02	548—520
17	27	0,05	6,5	525—488
18	26	0,6	6,5	523—486
19	30	0,6	3,0	545—507 512—485
20	31	0,5	0,9	544—516 505—487

перегибы, соответствующие промежуточным превращениям, которые отвечают периктетическим реакциям с участием соединений, содержащих кремний и железо:



Кроме того, наблюдается плавное смещение солидуса в сторону более низких температур по сравнению с температурой затвердевания двойной эвтектики Al + Al₂Cu, что может быть обусловлено последовательным образованием легкоплавкой составляющей более сложного состава



В сплаве Д16 с медью и магнием возможен еще больший каскад последовательно затвердевающих тройных и четверных эвтектик.

На примере кристаллизации сплава 1201 с различным количеством примесей (0,02—0,3 % Si и 0,03—0,33 % Fe) показано (см. рис. 9), что перитетические реакции вызывают появление промежуточных перегибов на диаграммах при содержании железа 0,2 % и более,

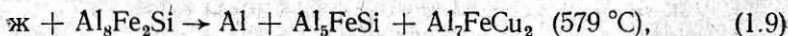
а заметное снижение температуры солидус наблюдается уже при 0,1 % Si. Увеличение количества кремния в сплаве 1201 до 0,3 % снижает температуру солидус от 546—548 до 536—538 °С.

Увеличение количества кремния в сплаве Д16 не отражается на температуре солидус, так как положение солидуса здесь зависит от наличия легкоплавких составляющих, в которые входят соединения с магнием. Тем не менее примеси кремния и железа в комплексе с другими вызывают промежуточные реакции, что увеличивает во времени многоступенчатый завершающий этап затвердевания.

К иному результату приводит значительное (до 2 %) увеличение содержания кремния в сплаве 01381. Не изменяя положение солидуса, он способствует росту количества легкоплавкой фазы, затвердевающей на завершающем этапе кристаллизации.

Следует сопоставить диаграммы термического анализа промышленного сплава 1201 (см. табл. 16) и модельных композиций (см. табл. 17), представляющих основу сплава 1201 с различным соотношением и количеством примесей кремния и железа (сплавы 11—14), двойную, тройную и четверную эвтектики (сплавы 16—18), а также сплавы на основе двойной эвтектики $Al + Al_2Cu$ с различным содержанием кремния и железа (сплавы 19—20). Последние имитируют состав и температурный интервал кристаллизации опытных сплавов на основе эвтектик $Al + Al_2Cu$ и возможный состав межкристаллитных включений вторичных фаз сплавов типа $Al + 6\% Cu$ с различным содержанием кремния и железа.

Из рис. 10 следует, что кристаллизация сплава 1201, не содержащего модификаторов, с небольшим количеством примесей (сплав 11), как и кристаллизация промышленного сплава высокой чистоты, завершается образованием двойной эвтектики $Al + Al_2Cu$, что отмечено на диаграмме четким пиком при 548 °С. Наличие 0,24 % Fe в сплаве 12 вызывает перегибы на диаграмме при 580—576 °С, что соответствует перитектической реакции



а роль кремния в количестве 0,16 % проявилась в некотором смещении к более низким температурам размытого пика кристаллизации двойной эвтектики $Al + Al_2Cu$.

Диаграммы кристаллизации сплавов 13 и 14 с повышенным до 1,2 % количеством кремния указывают на образование более легкоплавкой фазы и наличие промежуточного превращения при 538 °С, что примерно соответствует перитектической реакции



Структурной составляющей на последнем этапе затвердевания сплава 13 может быть тройная эвтектика с кремнием или более сложная четверная эвтектика с кремнием и железом $Al + Al_2Cu + Al_7FeCu_2 + Si$ (520 °С). Последняя более вероятна в сплаве 14 с повышенным содержанием железа, где температура солидус на 2 °С ниже, чем в сплаве 13. Это согласуется с диаграммами кристаллизации соответствующих эвтектических сплавов: тройного 17 (525 °С) и четверного

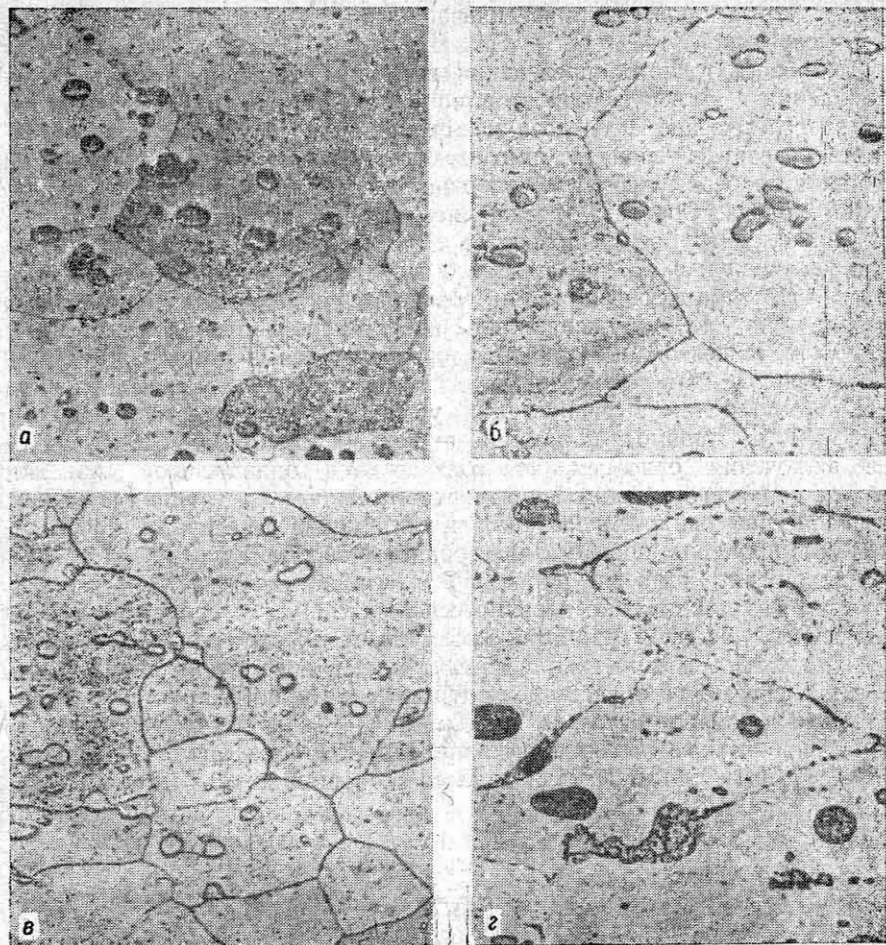


Рис. 13. Микроструктура образцов сплава 1201, полученного на основе алюминия высокой (а, б) и технической (в, г) чистоты в условиях, имитирующих термический цикл сварки:

а, в — 550 °С, 5 с; б, г — 550 °С, 60 с.

18 (523 °С), представленных на рис. 12. Здесь же показано, что при кристаллизации промежуточных по составу между тройной (сплав 16) и четверной (сплав 18) эвтектиками сплавов 19 и 20 (изменяется содержание кремния при постоянном количестве железа) на диаграммах образуются перегибы в области температурного интервала кристаллизации более легкоплавкой четверной эвтектики. Эти перегибы свидетельствуют о том, что при промежуточном составе жидких прослоек расширяется их температурный интервал существования. Так, по диаграммам завершающий этап неравновесной кристаллизации сплавов 16, 17 и 18 продолжается в интервале 28—37 °С, а для сплавов 19 и 20 он составил 57 — 60 °С. Эти данные хорошо согласуются с дан-

ными анализа процесса кристаллизации по диаграммам в равновесных условиях.

Для более точного определения величины снижения температуры плавления и затвердевания вторичных фаз в сплаве 1201 проведено металлографическое исследование структуры образцов, подвергавшихся нагреву в условиях, имитирующих термический цикл сварки. Скорость нагрева, близкая к сварочной, достигалась в ванне расплавленного олова. Образцы охлаждались на воздухе, темп охлаждения был ниже, чем у реального сварного соединения. Под микроскопом (при увеличении в 600 раз) можно видеть, что оплавление начинается рядом с грубыми включениями интерметаллидов, при этом оплавившаяся фаза (рис. 13) окружает включение, которое с увеличением температуры или выдержки полностью преобразуется в эвтектику вследствие взаимодействия с твердым раствором. Температура плавления двойной эвтектики в равновесных условиях, как известно, составляет 547 °С, тройной (алюминий — медь — кремний) — 525 °С. Не все включения одновременно подвергаются оплавлению, раньше других оплавляются включения, расположенные по границам зерен. При более высоких температурах и длительных выдержках происходит формирование прослоек по границам зерен.

Расширение температурного интервала кристаллизации легкоплавких фаз и снижение неравновесного солидуса в сплавах с повышенным содержанием примесей увеличивает их склонность к образованию горячих трещин как в шве, так и в зоне сплавления.

На рис. 14 и 15 представлены термические кривые кристаллизации модельных сплавов системы Al—Cu и Al—Cu—Mg, условно совмещенные по точкам начала кристаллизации. На сплавах, содержащих до 2,2 % Cu, и при кристаллизации со скоростью до 80 К/мин имеется

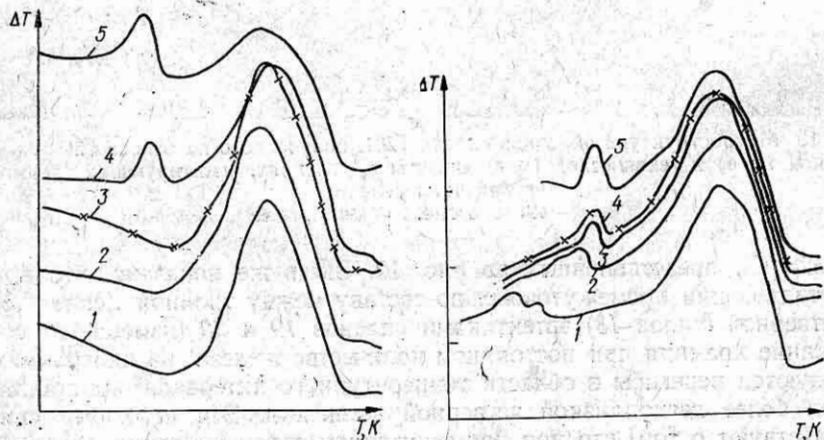
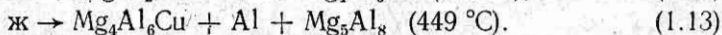
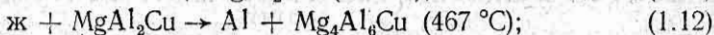
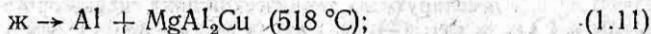


Рис. 14. Термограммы кристаллизации модельных сплавов системы Al—Cu:
1 — 1,2 % Cu; 2 — 2,2 % Cu; 4 — 6 % Cu; 5 — 9,5 % Cu.

Рис. 15. Термограммы кристаллизации модельных сплавов системы Al—6 % Cu:
1 — 1,25 % Mg; 2 — 0,5 % Mg; 3 — 0,25 % Mg; 4 — 0,08 % Mg; 5 — 0, % Mg.

один пик на термической кривой. По литературным данным избыточные фазы появляются уже при 0,2 % Cu и скорости охлаждения 80—100 К/с.

Для сплава с 6 % Cu на термической кривой четко проявляется пик, соответствующий кристаллизации эвтектики. С увеличением содержания меди до 9,5 % кристаллизация сплава также протекает в 2 этапа. При малых содержаниях магния (до 0,08 %) кристаллизация сплава практически не отличается от кристаллизации двойного сплава Al—Cu. С увеличением содержания магния наблюдается сначала небольшой сдвиг пика, соответствующий затвердеванию двойной эвтектики, и слабо заметное появление третьего пика, соответствующего кристаллизации более сложной и низкотемпературной эвтектики (кривые 4 и 5 на рис. 14). С увеличением содержания магния в сплаве до 1,25 % наблюдается заметный сдвиг в сторону более низких температур и разграничение кристаллизации эвтектических составляющих. Сопоставление данных термического анализа со схемой кристаллизации по равновесной диаграмме состояний Al—Cu—Mg позволяет предположить, что при малых содержаниях магния (до 1 %) кристаллизация сплавов протекает в такой последовательности: ж → Al + Al₂Cu (547 °C) — двойная эвтектика, ж → Al + Al₂Cu + MgAl₂Cu (507 °C) — тройная эвтектика, для сплавов с более высоким содержанием магния (более 1 %) — образование твердого раствора, двойной и более низкотемпературной, чем в первом случае, тройной эвтектики:



Таким образом, добавки Mg в количестве 0,25—1,25 % способствуют расширению интервала кристаллизации из-за образования в сплаве более сложных двойных и тройных эвтектик.

Выполнены сравнительные термографические исследования по уточнению температуры солидус и ликвидус и интервала кристаллизации листов и плит сплавов 1420 и AMg6 в одинаковых условиях

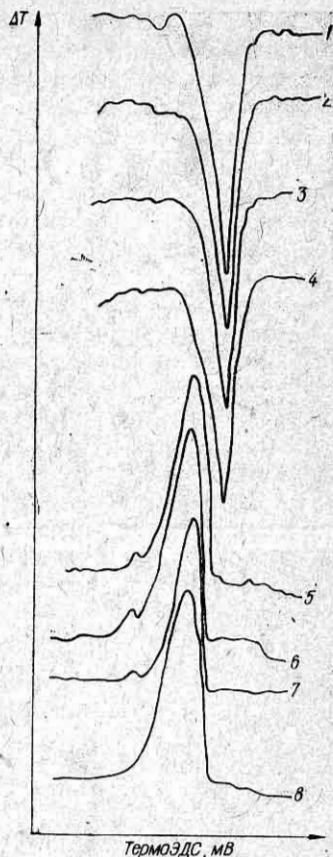


Рис. 16. Термограммы плавления и кристаллизации сплавов AMg6 и 1420:

1, 5 — сплав 1420, лист *b* — 6 мм; 2, 6 — сплав 1420, плита *b* — 25 мм; 3, 7 — сплав 1420, штамповка; 4, 8 — сплав AMg6, *b* — 6 мм; 1 — 4 — плавление; 5 — 8 — кристаллизация.

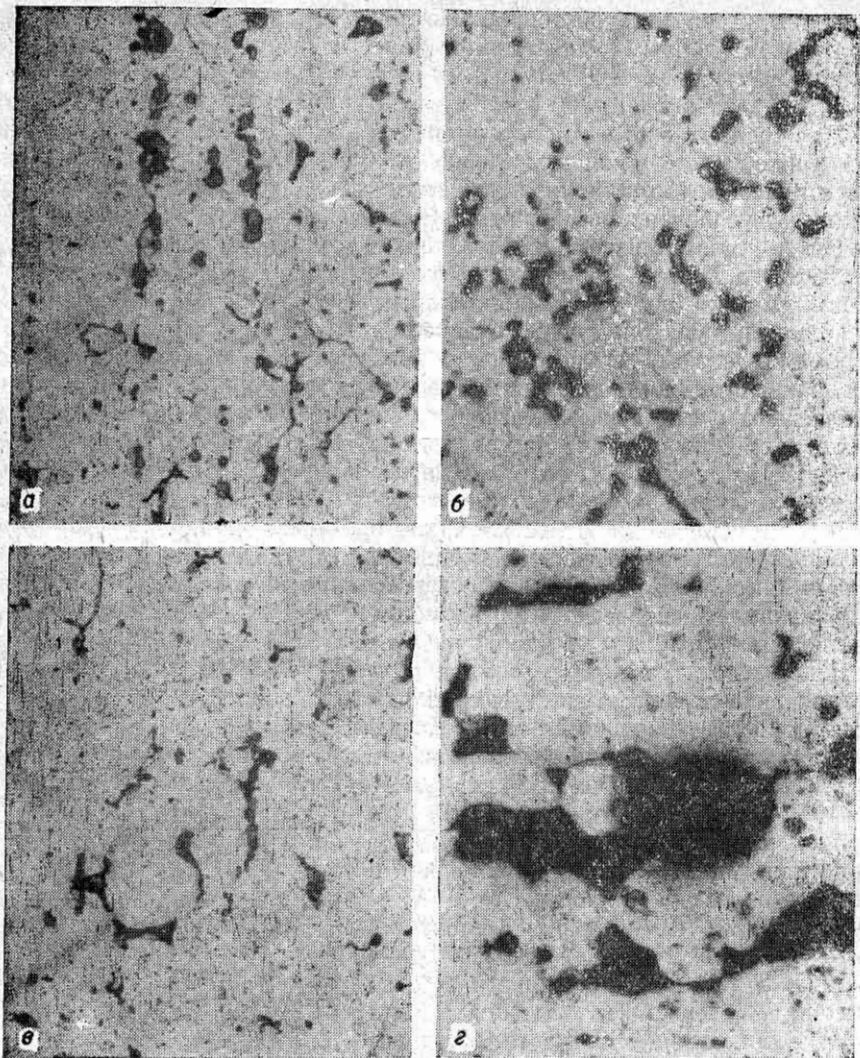


Рис. 17. Микроструктура образцов сплавов АМг6 и 1420 после нагрева в условиях, имитирующих термической цикл сварки при 575 °С:
 а — АМг6, 1 мин (× 400); б — 1420, 1 мин (× 400); в — АМг6, 15 мин (× 400); г — 1420, 15 мин (× 150).

нагрева и охлаждения (рис. 16). Температура солидус определена при нагреве, ликвидус — при охлаждении образцов. Анализ диаграммы показывает, что в отличие от сплава АМг6 процесс плавления и кристаллизации сплава 1420 проходит в 2 этапа с низкотемпературным превращением. Начало плавления сплава 1420 отличается резким, но небольшим по величине отклонением кривой (соответствующим поглощению тепла) при нагреве.

Термограммы плавления и кристаллизации штамповки, плиты и листа сплава 1420 имеют низкотемпературный этап плавления (430—450 °С), доля которого менее 1 % по отношению к объему основного высокотемпературного превращения при 580—630 °С. Низкотемпературное превращение объясняют оплавлением включений интерметаллидов с последующим образованием эвтектики, что равноценно контактному плавлению между отдельными фазовыми составляющими сплава. По другим представлениям низкотемпературный пик соответствует твердофазному превращению.

Металлографическое исследование образцов в исходном состоянии и подвергавшихся нагреву до разных температур позволило установить, что наряду с растворением дисперсных фаз ранние стадии оплавления первичных интерметаллидов наблюдаются уже при 470 °С. С увеличением времени нагрева и температуры до 500 °С и выше степень растворения и оплавления, естественно, увеличивается. При кратковременных выдержках, как это имеет место при сварке, продукты оплавления фиксируются в виде протяженных прослоек или обособленных образований по границам зерен в зоне сплавления (рис. 17). Признаки плавления твердого раствора в интервале 550—575 °С проявляются в образовании отдельных пустот или их цепочек по границам зерен.

**ФОРМИРОВАНИЕ СОЕДИНЕНИЯ
ПРИ СВАРКЕ ПЛАВЛЕНИЕМ****1. Строение сварного соединения**

Формирование соединений при сварке плавлением происходит в условиях определенного термического цикла. В зависимости от максимально достигаемых в процессе сварки температур сварное соединение обычно делят на три основные области: шов, область термического влияния сварки и основной металл. Более подробно в зависимости от особенностей образования ванны и последующей кристаллизации в поперечном сечении сварного соединения можно выделить следующие зоны (области) (рис. 18): центральная 1, в которой металл ванны полностью расплавлен и интенсивно перемешан. В этой зоне металл шва (МШП) сформирован в результате расплавления основного и присадочного металлов, подвергался воздействию обычного или модулированного тока, магнитного перемешивания и пр.; зона расплавленного основного металла 2, не успевшего смешаться с присадочным металлом (МШН), четко проявляется при сварке разноименных сплавов и разнородных металлов (алюминия со сталью, медью и др.); между МШП и МШН нет видимой границы; зона сплавления 3, в которой основной металл подвергался частичному оплавлению, расплавлению отдельных легкоплавких структурных составляющих или сегрегаций, возникающих при металлургическом переделе или в результате сварочного нагрева (зона взаимной кристаллизации по А. А. Алову); зона термического влияния 4, ограниченная с одной стороны зоной сплавления, а с другой — основным металлом, не подвергавшимся термическому циклу, т. е. находившимся при температуре ниже 70—100 °С. По упрощенным представлениям зоны МШН и ЗС не выделяют, подсоединяя их соответственно к шву и ЗТВ.

Зона термического влияния. Конечная структура и соответственно свойства ЗТВ зависят от термического цикла сварки, состава свариваемого сплава и его исходного состояния. Типичными процессами, формирующими ЗТВ, являются структурные и фазовые превращения, включающие рост зерна, полное или частичное снятие эффекта предшествующей термообработки и нагартовки, местные отжиг и подкалка сплава и др.

Зона сплавления. Структура ЗС создается в условиях, существенно более сложных, чем в ЗТВ. В процессе нагрева, протекающего с большой скоростью, здесь начинается меж- и внутризеренное оплавление, степень которого определяется как интервалом кристаллизации сплава, так и максимально достигаемой температурой. У границы с ванной

достигается полное оплавление — начинается МШН. Следует заметить, что в условиях быстрого нагрева начало оплавления может начаться не от равновесной температуры солидус, а от более низкой температуры. Так, при наличии в исходном полуфабрикате сплава Al—Mg межзеренных выделений Mg_5Al_8 оплавление может возникнуть при температуре плавления при температуре плавления эвтектики, т. е. 450°C , в сплаве системы Al—Cu в случае наличия межзеренных выделений Al_2Cu — при температуре плавления эвтектики $\alpha + Al_2Cu$ (547°C).

Расположение межзеренных оплавленных прослоек определяется формой, размерами и ориентацией зерен основного металла. По мере перемещения источника тепла наступает стадия охлаждения и кристаллизации меж- и внутризеренных расплавов. Кристаллизация межзеренных расплавов начинается от поверхностей частично оплавленных зерен. Внутризеренные расплавы кристаллизуются от их внутренних поверхностей. Направление кристаллизации расплавов соответствует как основному направлению отвода тепла, так и кристаллографической ориентировке зерен. На характер дальнейшей кристаллизации расплава в ЗС большое влияние оказывает способность к ликвации легирующих компонентов, вид диаграммы состояния сплава, скорость охлаждения и ряд других факторов. Следует отметить, что из распространенных легирующих элементов в алюминиевых сплавах высокой способностью к ликвации обладают кремний и медь.

При наличии в сплаве ликвирующих компонентов на частично оплавленных зернах начинает кристаллизоваться металл с пониженной концентрацией примесей. В сечении сварных соединений в ЗС это проявляется в форме светлых оторочек. В последнюю очередь затвердевает расплав, приближающийся по составу к соответствующей эвтектике. Кристаллизация меж- и внутризеренных расплавов протекает, по сути, в замкнутых объемах. Если межзеренные прослойки легкоплавких расплавов эвтектического состава или близкого к нему значительны, то создаются благоприятные условия для возникновения микроусадочных несплошностей. В случаях, когда легкоплавкие расплавы образуются в конце кристаллизации, они получают относительно протяженными, небольшой толщины. Гетерогенность структуры ЗС, возрастающая с увеличением интервала солидус — ликвидус и ликвационной способностью легирующих составляющих сплава является причиной снижения механических свойств в первую очередь, пластичности и коррозионной стойкости сварного соединения.

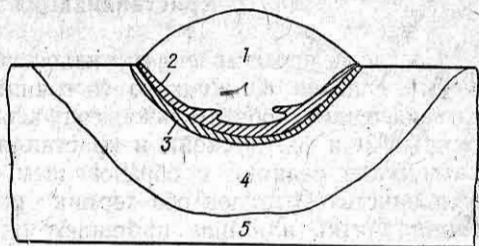


Рис. 18. Зоны сварного соединения:
1 — шов — зона полного перемешивания; 2 — зона неполного перемешивания; 3 — зона частичного оплавления; 4 — ЗТВ; 5 — основной металл, не подвергавшийся тепловому воздействию сварки.

2. Кристаллизация металла шва

Согласно представлениям, изложенным в работе [6], при превращении сплавов из жидкого состояния в твердое различают процесс затвердевания, обязательно сопровождающийся отводом теплоты («скрытой» и физической), и кристаллизации, при которой происходят химические реакции с образованием конгломерата кристаллов. Для большинства металлов оба термина по сути синонимы. При затвердевании слитка или шва протекают одновременно тепловые процессы, определяющие кинетику образования твердой фазы, и собственно кристаллизационные, определяющие структуру получаемого металла. Сопоставление кинетики указанных процессов особенно наглядно показывает их внутреннее противоречие в случае затвердевания слитка. Здесь скорость теплоотвода падает во времени, а скорость объемной кристаллизации в тех же тепловых единицах возрастает, тогда как тепловые и кристаллизационные процессы взаимно связаны. Ход затвердевания слитка контролируется теплоотводом, а кристаллизационный процесс вынужден приспосабливаться к нему путем изменения переохлаждения. При образовании металла шва колебания переохлаждения связаны с теплоотводом и притоком тепла сварочного источника. Теплоотвод здесь уже не является самостоятельным ведущим фактором, вследствие чего при одной и той же его величине может быть достигнуто различное переохлаждение, что ведет к различной структуре шва. На непрерывное подвижное равновесие между теплоотводом и притоком тепла, которого нет в слитке, накладывается выделение теплоты кристаллизации, что происходит с иной скоростью, чем теплоотвод в толщу уже затвердевшего металла.

Выделение теплоты кристаллизации и ее поглощение возможно по двум направлениям: в сторону затвердевшего металла и в противоположную, т. е. в расплав. Естественно, скорость передачи тепла в сторону затвердевшего металла отличается от скорости «сброса» тепла, т. е. передачи ее в жидкий расплав. При этом скорость сброса тепла в жидкость имеет переменные значения, затухая к концу каждого слоя. В настоящее время отсутствуют данные о распределении тепловых потоков вблизи фронта кристаллизации, что затрудняет установление каких-либо зависимостей. Можно предположить, что переохлаждение тем больше, чем выше скорость тепловых потоков в толщу затвердевающего металла и ниже доля тепла, передаваемого жидкому расплаву.

При описании строения слитка или шва кроме характеристики кристаллизации сплава учитывают также структуру фронта кристаллизации, изменение линейной скорости и другие прикладные вопросы его формирования. В равновесных условиях кристаллизация чистейшего алюминия происходит при постоянной температуре, равной 933,61 К. При этом выделяется теплота кристаллизации в количестве 10,7 Дж/моль. Одновременно приведенная энергия Гиббса $\Phi^{\circ}(T)$ системы без учета поверхностной энергии образующихся кристаллов остается неизменной и составляет 35,676 Дж/(моль · К). Вклад поверхностной энергии кристаллов составляет 5—25 (мк · Дж)/см². Изменение энергии Гиббса G системы в случае затвердевания металла

показано на рис. 19. При температуре T_0 значения G жидкого и твердого металла одинаковы. Ниже температуры кристаллизации более устойчива твердая фаза, поэтому понижение температуры жидкого металла только до температуры T_0 оказывается недостаточным для самопроизвольной кристаллизации, которая может развиваться только при понижении данной энергии. Для начала кристаллизации жидкость необходимо охладить несколько ниже T_0 , на величину переохлаждения, равную ΔT .

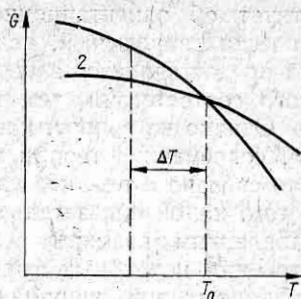


Рис. 19. Зависимость приведенной энергии Гиббса жидкой (1) и твердой (2) фазы от температуры системы.

В отличие от стали, «первичная» структура металла на алюминиевых сплавах сохраняется практически без изменений от начала затвердевания до полного охлаждения при комнатной температуре, если не рассматривать возможные процессы рекристаллизации. Поэтому понятие о «вторичной» структуре обычно здесь не применяется. Большой вклад в теорию кристаллизации слитков из алюминиевых сплавов внесли А. А. Бочвар, В. И. Добаткин, И. И. Новиков, применительно к сварным швам существенное значение имеют работы А. А. Алова, С. В. Лашко и ряда других отечественных и зарубежных исследователей. Структура металла шва может быть сопоставлена со структурой слитка, получаемого методом непрерывного (полунепрерывного) литья и в меньшей степени одноразовой заливки. Близкими по многим параметрам являются слиток непрерывного литья и шов при электрошлаковой сварке. Условия кристаллизации металла сварочной ванны имеют ряд отличий от условий кристаллизации отливок и слитков: относительно малый объем ванны и непродолжительное существование металла при интенсивном перемещении в расплавленном состоянии; наличие движущегося фронта кристаллизации, связанного с перемещающимся источником нагрева; значительный градиент температур и перегрев некоторых объемов сварочной ванны; разное направление и величина перепада температуры в отдельных участках ванны; неоднородность жидкого металла в разных участках сварочной ванны, особенно проявляющаяся при соединении разнородных и разнородных материалов и др.

Структура металла шва определяется его составом, способом и режимом сварки. В свою очередь, состав шва во многом зависит от соотношения расплавленных основного и присадочного металлов. В меньшей мере здесь сказываются особенности структуры основного металла. Элементом структуры металла шва, как известно, является кристаллит, соответствующий зерну слитка. В структуре кристаллита можно выявить более тонкое строение, аналогичное субзеренному в отливке или слитке. По сути, кристаллит представляет собой пучок одинаково ориентированных субзерен, объединенных силами металлической связи. Полагают, что каждое субзерно вырастает из одного зародыша, поэтому такая их направленность в кристаллите свидетель-

ствуется об ориентационном соответствии ряда одинаковых кристаллических зародышей, подобно зубьям в гребенке. Чем больше времени предоставляется зародышам для приобретения такого ориентационного соответствия, тем толще вырастают кристаллиты.

Однако на вопрос, какие факторы влияют на параметры кристаллита, современная теория кристаллизации не дает однозначного ответа. Это связано с тем, что до настоящего времени нет еще единого мнения о том, какой показатель процесса является ведущим. По многим представлениям размеры всех без исключения элементов внутреннего строения первичных форм затвердевания — ширина ячейки и ее пограничных зон, ширина дендритных осей и расстояние между ними, размеры неметаллических включений, толщина пластинок в эвтектических колониях — зависят от скорости кристаллизации. Увеличение скорости охлаждения и соответствующее ускорение кристаллизации, за исключением случаев появления новых неравновесных структурных составляющих, сопровождается уменьшением размеров перечисленных элементов внутреннего строения. При затвердевании в кристаллизаторе слитка из алюминиевого сплава обычно образуются три зоны, каждая из которых отличается структурой, размером и ориентировкой зерен. Первая, или периферийная, как известно, состоит из беспорядочно ориентированных мелких зерен; вторая — зона столбчатых кристаллитов; в третьей кристаллиты равноосные, они крупнее, чем в первой, но также беспорядочно ориентированы. В зависимости от условий охлаждения и наличия примесей при одном и том же химическом составе сплава в структуре слитка могут быть одна, две или все три указанные зоны. Так, на чистом алюминии третья зона практически отсутствует.

В металле шва периферийная зона почти неразличима. Однако в расположении кристаллитов можно заметить следующую особенность зависимости от скорости сварки. При малой скорости сварки кристаллизация на чистом металле происходит плоским фронтом, по мере ее ускорения и появления примесей создаются ячейки (в идеальном случае — шестигранного сечения), затем ячеистые, столбчатые и равноосные дендриты. Разумеется, не все перечисленные структурные формы присутствуют в шве одновременно. Наименьшая скорость кристаллизации наблюдается на краю шва вблизи основного металла. Поэтому на алюминии высокой частоты, содержащем 99,993—99,999 % Al, при малой скорости сварки независимо от структуры основного металла на краю шва можно видеть результат кристаллизации плоским фронтом (рис. 20). По мере приближения к центру шва появляется ячеистая структура. Однако последующее превращение ее в другие формы не наблюдается даже при скорости более 90 м/ч. На техническом алюминии ячеистые субзерна фиксируются уже у границы сплавления. Далее они переходят в ячеистые дендриты, а появление равноосных дендритов наблюдается при скорости сварки более 15 м/ч в центре шва. На сплаве АМг5 вблизи границы сплавления сразу же вырастают ячеистые дендриты, а равноосные дендриты проявляются на всех исследованных скоростях 20—60 м/ч и более. При сварке чистого и технического алюминия со скоростью 15—30 м/ч кристаллы

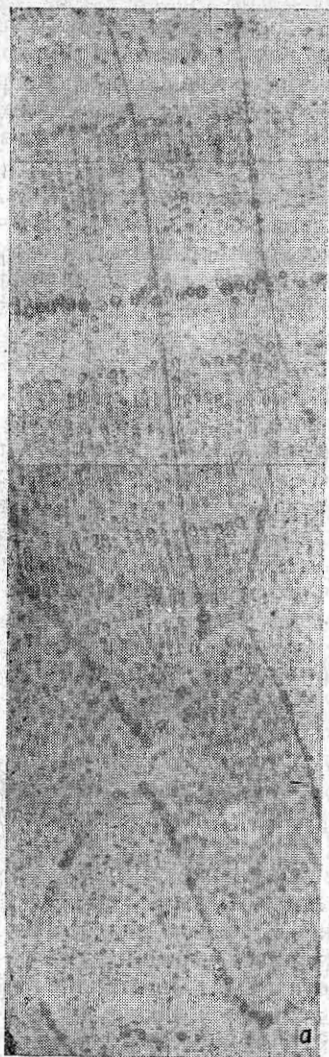


Рис. 20. Микроструктура сварного соединения алюминия А995, (а) и А7 (б) ($\times 150$).

в центральной части шва имеют перистую или веерную форму. По мере увеличения скорости от 30 до 90 м/ч наблюдается некоторое снижение размеров кристаллита, при этом строгая обратная пропорциональная зависимость его от скорости сварки не соблюдается.

Между размерами кристаллита и его внутренним строением нет жесткой связи. Например, измельчение кристаллитов при введении в сплав модификатора зародышевого действия может сопровождаться огрублением дендритов, а увеличение скорости сварки приводит к уменьшению раз-

меров кристаллитов и параметров внутреннего строения из-за уменьшения толщины и увеличения числа ветвей дендрита.

Другое объяснение влияния быстрого охлаждения связано с рекристаллизацией. Чем быстрее охлаждение материала, тем выше в нем уровень напряжений, которые способствуют рекристаллизации путем пластической деформации. По данным А. А. Бочвара скорость охлаждения не связана непосредственно с размером макроструктуры, ее увеличение в очень большой степени способствует измельчению внутреннего строения зерна. По данным Б. Б. Гуляева [7] с увеличением скорости охлаждения слитка алюминия марки АД средний размер макроструктуры снижается. Такой же характер зависимости дендритного

параметра в слитке непрерывного литья от скорости затвердевания установил В. И. Добаткин [8]. Эти данные получили всеобщее признание и никаких сомнений не вызывают. Характерно, что уменьшение размеров зерна (в разных сплавах) по мере увеличения скорости охлаждения происходит ступенчато, а изменение дендритного параметра — плавно.

Таким образом, при быстром охлаждении измельчение зерна может происходить по одному из следующих механизмов: снижение скорости роста зерен, уменьшение критического размера зародыша, увеличение числа граней зародыша, принимающих участие в кристаллизации (активация граней с более высокой разориентировкой), гомогенного зародышеобразования, рекристаллизации. Быстрое охлаждение способствует также увеличению концентрации твердого раствора, уменьшению ликвации, кристаллизации метастабильных фаз, что в целом может оказать большее влияние, чем собственно измельчение зерен. При измельчении дендритов с разориентировкой осей может исчезнуть непрерывная сетка эвтектических прослоек. Например, при переходе от аргонодуговой к электронно-лучевой сварке наблюдается не только измельчение макроструктуры, но и уменьшение дендритного параметра, увеличение содержания легирующих элементов в твердом растворе, а вместо непрерывной сетки выделений наблюдаются отдельные небольшие по размеру включения избыточных фаз.

Кристаллизация металла шва характеризуется скоростью кристаллизации $v_{кр}$, мм/с; скоростью охлаждения dT/dt , К/с, или dQ/dt , Дж/с, которую рассматривают либо со стороны основного металла, либо со стороны ванны; градиентами температуры на краю ванны в направлении теплоотвода $dT_{т}/dx$ и $dT_{ж}/dx$, К/мм; переохлаждением ΔT , К. Дбпускается, что перечисленные факторы различным образом сказываются на внутреннем строении зерна и на поперечном сечении макрозерна (кристаллита)

Рассмотрим, чем определяется переохлаждение в процессе затвердевания. В характере затвердевания при получении слитка и сварного шва имеется существенное различие. В первом случае размеры формы неизменны, тепло в основном отводится через наружную поверхность, интенсивность теплоотвода, отнесенная к единице массы сплава, пропорциональна отношению охлаждаемой поверхности к общей массе сплава и находится в обратной зависимости от температуры наружной поверхности. Температура наружной поверхности, в свою очередь, зависит от условий охлаждения, в частности от коэффициента теплоотдачи к охладителю, но не может быть ниже температуры охлаждающей среды. Это вносит ограничения в интенсивность теплоотвода, от которого зависит средняя скорость кристаллизации.

Для уяснения механизма переохлаждения сопоставим баланс теплоты на фронте затвердевания сварочной ванны, которая увеличиваетя в основном за счет теплоты, вносимой сварочным источником и расходуется на теплоотвод в толщу основного металла (главная часть) и в окружающую среду. Величина теплоотвода зависит от теплопроводности, толщины и температуры свариваемого металла. Кроме того, при анализе процесса кристаллизации следует учитывать выделение

теплоты кристаллизации Q_L , теплопроводность в твердом и жидком металлах λ_T и $\lambda_{ж}$, конвекцию жидкости Q_K . Известно, что скорость охлаждения $dT_T/d\tau = f(dT_T/dx, \lambda_T)$, $dT_{ж}/d\tau = f(dT_{ж}/dx, dQ_K/dx, dQ_L/dx, \lambda_{ж})$, т. е. скорость охлаждения в твердом теле, зависит от градиента температуры и теплопроводности, а в жидкости — и от возможной конвекции в ванне. Очевидно, что в квазиравновесных условиях на краю ванны (на фронте кристаллизации) справедливо уравнение $T_K + \Delta T = T_{ж}$, где T_K — температура переохлаждения металла; $T_{ж}$ — равновесная температура кристаллизации, $T_{ж} = T_0$. Баланс тепла на краю ванны выражается уравнением $Q_T = Q_{ж} + Q_K + Q_L$, где Q_T — теплоотвод в толщу основного металла; $Q_{ж} + Q_K$ — тепло источника нагрева, передаваемое этим источником теплопроводностью и конвекцией. Иными словами, сохраняется равенство между теплом, выделяемым источником нагрева, теплом, уходящим в толщу основного металла, если не учитывать потери тепла в окружающее пространство. В случае сварки плавлением (при установившемся процессе) размеры и форма шва приобретают различные значения в зависимости от количества подводимого тепла (погонной энергии). Средняя скорость сварки вдоль шва является постоянной величиной. Однако любое увеличение погонной энергии при одной и той же скорости приведет к увеличению поперечного сечения ванны и соответственно к усилению теплоотвода до уровня, отвечающего росту погонной энергии. В результате изменятся значения скоростей кристаллизации в пределах каждого слоя. При нарушении баланса фронт кристаллизации смещается в ту или иную сторону, а шов становится уже или шире.

В определенных условиях переохлаждение зависит от скорости охлаждения объема жидкости. По расчетам Г. Ф. Баландина [10], переохлаждение должно быть максимальным в тот момент кристаллизации расплава, когда скорость охлаждения его равна скорости кристаллизации.

Экспериментальное определение фактической величины переохлаждения в слитке и особенно в металле шва представляет технически достаточно сложную задачу в связи с тем, что конец погружаемой в ванну термопары соизмерим с размерами слоя и кристаллита. Поэтому вместо величины переохлаждения ΔT измеряют скорость охлаждения в твердом металле $dQ_L/d\tau$. Величина $dQ_L/d\tau$ для сварочных условий может быть установлена не только экспериментально, но и расчетом по формулам Н. Н. Рыкалина. Пример такого расчета приведен в работе [17]. Имеются попытки увязать ΔT со скоростью охлаждения $dT/d\tau$, например в уравнении $0,01nV_0\Delta T = dT/d\tau$, где V_0 — объем. Поскольку n также зависит от ΔT , нельзя однозначно утверждать, что чем выше теплоотвод или градиент температуры в жидкой ванне, особенно при малых скоростях кристаллизации, тем выше переохлаждение, чего можно было ожидать исходя из того, что без теплоотвода вообще не может быть и переохлаждения.

Экспериментальные данные о величине переохлаждения при изменении скорости охлаждения немногочисленны. Так, по результатам работы [9] эффект переохлаждения на чистом алюминии не превышает

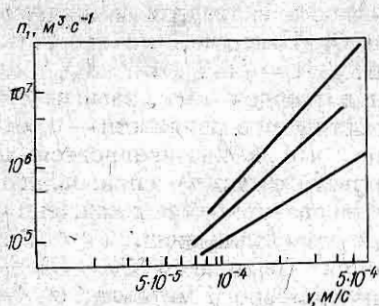


Рис. 21. Зависимость условной скорости зарождения центров кристаллизации от скорости затвердевания слитков.

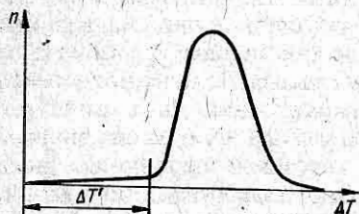


Рис. 22. Зависимость скорости зарождения центров кристаллизации от степени переохлаждения расплава.

195 °C при скорости охлаждения 3×10^4 °C/c. На сплаве Al — 3,5 % Mn в случае скорости охлаждения 3×10^5 °C/c переохлаждение может достигать 300 °C. Переохлаждение при сравнительно небольших скоростях охлаждения составляет всего лишь несколько градусов.

На рис. 21 показана зависимость скорости возникновения центров кристаллизации от скорости кристаллизации. Изменение угла наклона прямой при переходе от чистого алюминия к эвтектическому сплаву алюминия с кремнием свидетельствует об изменении межфазного натяжения на границе расплав — подложка.

Чем меньше нарушений взаимной координации атомов при переходе из твердого состояния в жидкое, тем меньше коэффициент межфазного натяжения на границе зародыш — расплав. В связи с этим уменьшается работа образования центров кристаллизации и появление этих центров происходит при меньших переохлаждениях.

Зависимость скорости кристаллизации от переохлаждения ΔT обусловлена еще Тамманом в начале нашего столетия. Были попытки отрицать ведущую роль величины ΔT и приписывать ее скорости охлаждения dT/dt . Утверждали, что переохлаждение не является первичным, а само по себе зависит от скорости охлаждения.

Для образования ΔT необходимо, чтобы $dT_{\text{т}}/dt$ было больше $dT_{\text{ж}}/dt$, при равенстве этих величин переохлаждение не существует. В слитке величина $dT_{\text{ж}}/dt$ очень быстро снижается, из-за отсутствия непрерывного поступления тепла. При образовании металла шва отношение $dT_{\text{ж}}/dt$ периодически изменяется от нуля до максимума в каждом слое. В условиях кристаллизации металла шва значение ΔT может быть неизменным как при большой, так и при малой скорости охлаждения.

Влияние уровня переохлаждения на зарождение центров рассматривают для следующих условий: «гомогенное» образование и «гетерогенное». Первое требует наличия значительно большей величины переохлаждения. На рис. 22 показана зависимость числа образующихся центров кристаллизации n от величины ΔT . Здесь $\Delta T'$ — уровень переохлаждения, в пределах которого данная жидкая фаза находится в метастабильном состоянии при температуре ниже температуры плавления соответствующей твердой фазы. При переходе через эту границу раствор в термодинамическом смысле становится неустойчивым. Определенное влияние на значение $\Delta T'$ оказывает наличие посторон-

них частиц в переохлажденной жидкости. Процесс появления кристаллических зародышей на поверхности посторонних частиц подчиняется общим закономерностям. Однако наличие этих примесей смещает границу начала возникновения центров кристаллизации в область меньших переохлаждений.

Разграничивают переохлаждение, необходимое для зарождения центров, и требуемое для роста кристаллов, при этом первая величина должна быть намного больше, чем вторая. Различают переохлаждение термическое (кинетическое) и концентрационное (конституционное, диффузионное). Величина ΔT является ведущей в процессе кристаллизации и определяет многие его стороны: размеры и число зародышей (центров) кристаллизации, скорости их роста и др.

Если в отношении числа центров кристаллизации и скорости кристаллизации имеются убедительные доказательства приоритетного влияния термического переохлаждения, то все же остается неясным, как сказывается здесь конституционное переохлаждение. По данным [10], рост скорости охлаждения расплава приводит лишь к увеличению зоны столбчатых кристаллов, так как вызывает сокращение области переохлажденного расплава и, следовательно, затрудняет образование перед фронтом свободных кристаллов, что способствует остановке транскристаллизации на более позднем этапе. Измельчение зерна в центральной зоне при увеличении скорости охлаждения не происходит, так как число свободных кристаллов, как и число столбчатых, зависит только от количества активной нерастворимой примеси, повышающей скорость зарождения центров кристаллизации.

Для объяснения перехода одной формы кристаллизации в другую обычно исходили из понятия о так называемом концентрационном переохлаждении. В настоящее время в литературе получает признание другое — понятие — концентрационная депрессия переохлаждения. По представлениям, развитым А. Оно [11], при накоплении примесей перед фронтом кристаллизации образуется не концентрационное переохлаждение, а наоборот, депрессия термического переохлаждения.

Понятие о концентрационной депрессии переохлаждения вносит ясность во взаимосвязь между «термическим» и «концентрационным» переохлаждением. Рассмотрим, как создается концентрационная депрессия переохлаждения на примере бинарного сплава Al—P, где

Таблица 18. Равновесные коэффициенты распределения примесей в алюминии

Элемент	K_0	Элемент	K_0	Элемент	K_0	Элемент	K_0
Ti	8,35	Al	1,0	Cu	0,153	Y	0,02
Hf	6,01	Sc	1,0	Be	0,105	B	0,01
V	3,77	Li	0,73	Si	0,082	Ni	0,003
Zr	2,5	Mn	0,72	Fe	0,053	Nd	0,0027
Cr	1,73	Zn	0,44	Ca	0,048	Ce	0,0016
Nb	1,57	Mg	0,303	Co	0,02	Na	0,0014
						K, He, Ar	$\ll 0,001$

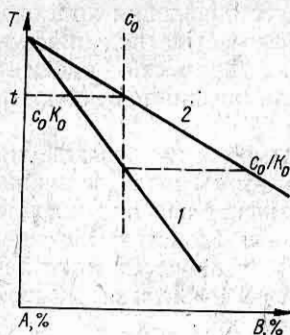


Рис. 23. Участок диаграммы состояния для $K_0 < 1$:

1 — солидус; 2 — ликвидус.

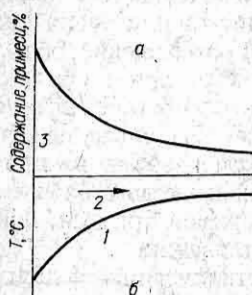


Рис. 24. Распределение примеси в расплаве перед поверхностью раздела жидкой и твердой фаз (а) и равновесной температуры кристаллизации (б):

1 — равновесная температура кристаллизации; 2 — расстояние от межфазной поверхности; 3 — межфазная поверхность.

П — легирующий или примесный элемент, когда коэффициент распределения $K_0 < 1$ (K_0 — отношение концентрации растворенного вещества П в твердой фазе к концентрации данного вещества в жидкости в равновесных условиях). Значения коэффициента распределения ряда элементов в алюминии приведены в табл. 18 [9], где $K_0 = C_S/C_L$ (C_S и C_L — в % ат.).

Коэффициенты распределения примесей при переохлаждениях вплоть до $\Delta T = 100^\circ\text{C}$ практически не изменяются. При охлаждении сплава до температуры T (рис. 23) первые выделения твердой фазы имеют концентрацию вещества П, равную $C_0 K_0$. Избыток вещества, равный $C_0(1 - K_0)$, накапливается у продвигающегося фронта кристаллизации (предполагается, что диффузия вещества П в твердом сплаве равна нулю, а в жидком она заторможена). В этом случае концентрация растворенного вещества в зоне, примыкающей к межфазной поверхности жидкость — твердая фаза, выше, чем в основной массе расплава. По мере увеличения концентрации растворенного вещества в жидкости температура ликвидус понижается (рис. 24).

На рис. 25 показано изменение температуры ликвидус и действительной температуры расплава на различных расстояниях от стенки формы и от межфазной границы, фактически отражающие кристаллизацию чистого металла и сплава. Наиболее переохлажденная жидкость — на чистейшем металле (термическое переохлаждение). Если не учитывать новое поступление тепла в ванну от источника нагрева, то это переохлаждение будет уменьшаться из-за

выделения теплоты кристаллизации. Для сплава термическое переохлаждение дополнительно понижается в связи с ликвацией растворенного вещества по мере роста кристаллов (рис. 25, б).

Участок 4 на рис. 25, б соответствует концентрационной депрессии переохлаждения. Поэтому, по представлениям А. Оно, термическое переохлаждение в классическом понимании снижается в результате изменения состава жидкости, примыкающей к поверхности раздела жидкой и твердой фаз, а преимущественный рост получают микроучастки межфазной поверхности с наименьшей депрессией переохлаждения, т. е. с наибольшим его уровнем. В зависимости от величины этой депрессии, с повышением концентрации растворенного вещества

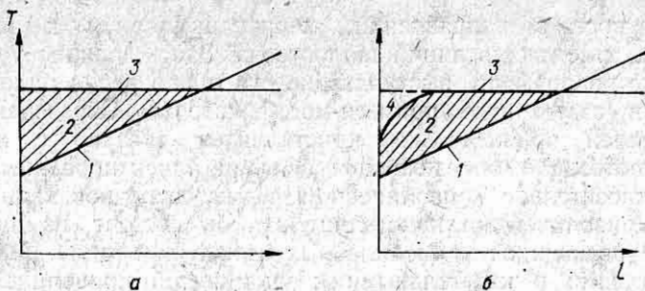


Рис. 25. Концентрационная депрессия переохлаждения расплава на различных расстояниях от стенки формы (а) и от межфазной поверхности (б): 1 — действительная температура; 2 — переохлаждение; 3 — равновесная температура кристаллизации; 4 — концентрационная депрессия переохлаждения.

плоский фронт кристаллизации трансформируется в более радикальные морфологические разновидности, именуемые узлами, удлиненными узлами, двухразмерными ячейками, гексагональными ячейками и дендритами различной формы.

Характер изменения структуры шва на алюминии и его сплавах показан на рис. 20. Отчетливо виден последовательный переход от плоского фронта к ячеистому (с шестигранной структурой), ячеисто-дендритному, столбчато-дендритному и далее к равноосно-дендритному. Так как трансформация структур затвердевания происходит в основном под влиянием ликвации растворенного вещества у фронта затвердевания, она определяется не только концентрацией растворенного вещества C_0 , но и скоростью кристаллизации. С учетом этого на оси абсцисс откладывается показатель $1/v$ (рис. 26). Некоторые авторы данный параметр выражают через R/v или R/\sqrt{v} , где R — температурный градиент в расплаве у фронта кристаллизации.

В сварочной литературе распространено представление о том, что затвердевание металла шва всегда идет эпитаксиально, т. е. от готовых центров кристаллизации, какими служат оплавленные зерна металла. Однако это представление не объясняет ряда известных фактов. Так, структуры швов при одном и том же режиме сварки двух пластин одинакового состава, отличающихся только размером зерен, получаются практически идентичными. Только вблизи границы сплавления структура основного металла оказывает влияние на формирование структуры шва. Далее размеры кристаллита плавно изменяются вдоль его оси независимо от структуры исходного зерна основного металла.

При наблюдении за ростом кристаллитов в сварочной ванне в плане можно видеть, что в этом процессе конкурируют две тенденции: упомянутый эпитаксиальный рост в соответствии со структурой оплавленного зерна под-

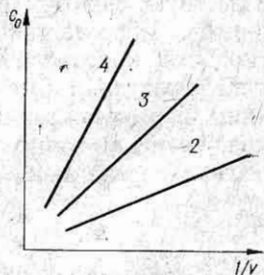


Рис. 26. Условия перехода от плоского фронта роста к дендритному: 1 — плоский фронт; 2 — ячеистый; 3 — дендритный+ячеистый; 4 — дендритный.

ложки и рост в направлении, перпендикулярном к изотермам плавления, т. е. вдоль линий теплоотвода. Здесь должны учитываться готовые зародыши, выступающие из толщи зерен оплавленного металла, и взвешенные примеси-модификаторы. Образование преимущественной ориентировки кристаллитов связано с направлением теплоотвода и определенным образом ориентированными зародышами относительно криволинейной формы сварочной ванны. В результате криволинейный кристаллит как бы состоит из последовательно развивающихся прямолинейных блоков кристалла. Между этими кристаллами и касательными к упомянутой криволинейной оси теплоотвода образуются переменные углы от нуля до 10—15°. При переходе от края шва к центру вдоль кристалла направление кристаллографической оси изменяется от $|100|$ до $|111|$. Некоторые кристаллиты по мере прорастания от границы сплавления, с различной скоростью опережая соседние, развиваются полнее и ограничивают возможность прорастания соседних кристаллитов. Рост кристаллита в направлении теплового потока происходит с несколько большей скоростью, зависящей от величины переохлаждения. Если ось соседнего кристаллита не совпадает с направлением теплового потока, то он в этом направлении отстает и выклинивается.

Неоднократно предпринимались попытки вычислить скорость роста кристаллов при затвердевании. Еще в работах Таммана установлено, что зависимость скорости роста кристаллов от величины переохлаждения может быть записана в виде кривой с максимумом. Применительно к металлам эффективна лишь восходящая ветвь этой кривой. Одно из первых уравнений имеет вид:

$$V = (T_{кр} - T_{ж}) \lambda / \delta_c W, \quad (II.1)$$

где δ_c — толщина слоя переохлажденного жидкого металла окружающего грани кристалла, см; W — теплота кристаллизации единицы объема кристалла, Дж/см³.

Выражение в скобках представляет собой неизвестную величину переохлаждения ΔT . Для расчета нужно знать величину δ_c , также неизвестную, поэтому расчеты по формуле носят ориентировочный характер. Впоследствии предлагались другие уравнения для расчета скорости кристаллизации. Установлено, что при малых значениях переохлаждения скорость кристаллизации линейно зависит от величины переохлаждения, а при больших связана с переохлаждением квадратичной зависимостью. В общем виде эта зависимость может быть записана как

$$v = K_c \Delta T^m, \quad (II.2)$$

где K_c — коэффициент пропорциональности; $m = 1 \dots 2$.

Применительно к сварочным условиям М. В. Шаманиным [12] выведено уравнение, в котором в явной форме переохлаждение отсутствует,

$$v = v_{св} \cos \alpha, \quad (II.3)$$

где α — угол между осью шва и касательной к оси рассматриваемого кристаллита. Из этого уравнения следует, что минимальная скорость кристаллизации — на краю шва (в плане), максимальная — в центре, по оси шва, хотя температурный градиент здесь имеет противоположный характер.

Формула (II.3) может быть скорректирована с учетом отклонения от направления теплоотвода в связи с предпочтительной кристаллографической направленностью [13] (рис. 27)

$$v_W = \frac{v_n}{\cos(\alpha'_1 - \alpha_1)} = \frac{v_{CB} \cos \alpha_1}{\cos(\alpha'_1 - \alpha_1)}, \quad (II.4)$$

где v_W — мгновенная скорость кристаллизации; v_n — скорость роста в направлении, перпендикулярном к касательной в данной точке изотермы; α_1 — угол между направлением сварки и направлением максимального температурного градиента; α'_1 — угол между направлением сварки и направлением преимущественного роста.

Следует иметь в виду, что предложенное уравнение справедливо для определения средних (в пределах каждого последующего слоя) скоростей роста того или иного кристаллита, но не дает представления о характере реального изменения скорости кристаллизации, так как не учитывает картину изменения переохлаждения в указанных пределах. Можно допустить, что действительная скорость кристаллизации в пределах каждого слоя изменяется от определенного минимума до соответствующего максимума, как это показано на рис. 28. В среднем скорость затвердевания сварочной ванны в 5—100 раз превышает скорость затвердевания металла в литейной форме.

В масштабе одного кристаллита происходит сложение непрерывно возрастающей скорости от края шва к центру и прерывистой скорости из-за периодического изменения уровня переохлаждения вдоль оси кристаллита. Многие авторы для анализа процессов затвердевания используют не только линейную скорость затвердевания но и объемную, которая однозначно связана с линейной уравнением

$$v_{об} = vR_r dM/dT, \quad (II.5)$$

где $v_{об}$ — объемная скорость кристаллизации, c^{-1} ; dM/dT — темп кристаллизации, K^{-1} , который при усреднении для всего температурного интервала будет для данного сплава постоянной величиной.

В соответствии с теорией объемной кристаллизации металлов, разработанной А. Н. Колмогоровым [14], изотермическая кристаллизация

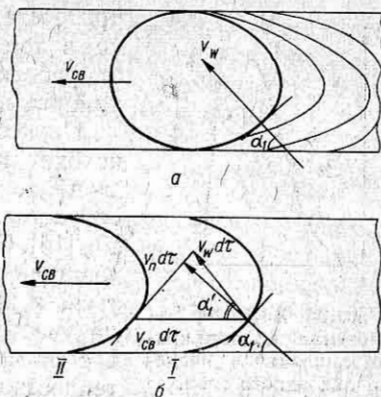


Рис. 27. Скорость кристаллизации на границе сварочной ванны при изотропном росте кристаллов (а) и с учетом преимущественного кристаллографического направления роста (б) [12, 13]:

I, II — положения поверхности раздела между твердой и жидкой фазами в моменты времени соответственно τ и $\tau + \delta\tau$:
 $a - v_W = v_{CB} \cos \alpha_1$; $b - v_W = v_{CB} \times \cos \alpha_1 / \cos(\alpha'_1 - \alpha_1)$.

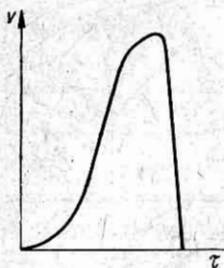


Рис. 28. Характер изменения скорости кристаллизации в пределах одного слоя.

при росте кристаллов от затравок возможна только в том случае, если скорость отвода теплоты от расплава равна скорости выделения теплоты кристаллизации.

Процесс реальной кристаллизации $v_{\Delta T_1}$ происходит при некотором переохлаждении $\Delta T_1 > \Delta T_{кр}$, которое определяет соответствующую скорость изотермической кристаллизации (рис. 29) [15]. Однако в этот момент $dQ/d\tau > v_{\Delta T_1}$, следовательно, переохлаждение должно увеличиваться, а значит, возрастает и $v_{\Delta T_1}$, как показано на участке АВ. В момент τ_2 , когда устанавливается максимальное переохлаждение, скорости теплоотвода (Дж/см) и кристаллизации выравниваются. Этому моменту соответствует уже другая

скорость — изотермической кристаллизации $v_{\Delta T_2}$. Если температура не изменяется дальше, то не изменяется и скорость кристаллизации, оставаясь все время на этом уровне, однако теперь она уже больше скорости теплоотвода. Это неминуемо влечет за собой отвод тепла не только через твердую фазу, но и через жидкий расплав, т. е. ведет к снижению переохлаждения, а это, в свою очередь, вызывает такое снижение скорости кристаллизации, что в момент τ_3 , когда переохлаждение вновь равно ΔT_1 , скорость кристаллизации опять равна $v_{\Delta T_1}$. С дальнейшим уменьшением разности между скоростями обоих процессов переохлаждение продолжает уменьшаться и кристаллизация заканчивается при каком-то определенном переохлаждении ΔT_n , которому соответствует скорость кристаллизации $v_{\Delta T_n}$. Реальная кристаллизация не может быть изотермической. Переохлаждение расплава перед межфазным фронтом должно все время изменяться с такой скоростью $d(\Delta T)/d\tau$, какая необходима для того, чтобы компенсировать разницу скоростей отвода теплоты от расплава $dQ_T/d\tau$ и выделения теплоты кристаллизации $dQ_L/d\tau$.

Из-за существования высоких температурных градиентов в жидкой фазе серповидная переохлажденная область расплава перед межфазным фронтом очень тонкая. Поэтому выделение теплоты кристаллизации на межфазном фронте приводит к быстрому исчезновению переохлажденной области, а непрерывный теплоотвод через твердую фазу способствует ее повторному образованию.

Следовательно, несовпадение скоростей теплоотвода и выделения теплоты кристаллизации является причиной периодичности процесса затвердевания металла при сварке. Протяженность пере-

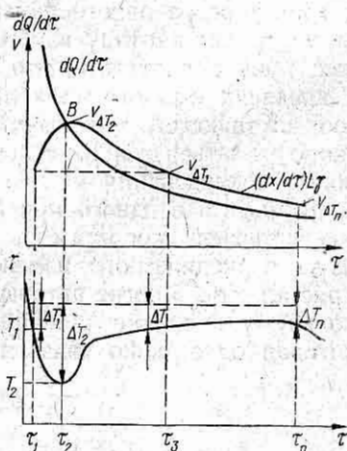


Рис. 29. Схема кристаллизации плоской отливки [10]:

$(dx/d\tau)L\gamma$ — скорость кристаллизации; $dx/d\tau$ — линейная скорость фронта последовательной кристаллизации.

охлажденной области расплава, периодически образующейся перед межфазным фронтом, приблизительно можно оценить по толщине кристаллизационных слоев металла сварного шва. В действительности она превышает эту толщину. Например, при сварке образцов чистого алюминия постоянным током обратной полярности $I = 90$ А со скоростью 6 м/ч толщина кристаллизационных слоев по оси шва составляет 0,04—0,06 мм.

В каждом кристаллизационном слое можно заметить наличие двух-трех участков. Первый (начальный) участок обеднен, последний обогащен примесями по сравнению с серединой слоя. Для объяснения этого явления предложена трехстадийная модель кристаллизации. Согласно этой модели длительность периода изменения скорости роста складывается из трех стадий: стадия снятия перегрева и достижения термического переохлаждения; стадия накопления примеси перед фронтом кристаллизации и образования концентрационной депрессии переохлаждения и стадия поглощения накопившейся примеси за счет ускоренного роста первичных осей дендритов и затвердевания междендритной жидкости или объемной кристаллизации с образованием зародышей перед фронтом кристаллизации. Длительность третьей стадии Г. А. Славин [16] разделил на время роста главных осей дендритов и время затвердевания междендритной жидкости.

Физическая картина роста кристаллита в пределах одного слоя следующая. С момента, когда фронт кристаллизации стоит на месте, начинает развиваться переохлаждение, но еще нет кристаллизации до достижения известного критического переохлаждения ΔT_1 . Затем происходит кристаллизация с возрастающей скоростью. Скорость понижения температуры остается неизменной до определенного максимума переохлаждения. К данному периоду скорость затвердевания по упомянутой зависимости возрастает также до максимума. Выделившаяся при этом теплота не успевает уйти в твердый металл, а переходя в жидкий, снимает переохлаждение. В результате затвердевание прекращается. В каждом последующем слое процесс повторяется. Кроме изложенной, предлагались также другие гипотезы слоистой кристаллизации: наличие прерывистого поступления теплоты сварочного источника, наличие примесей и др. Следует, однако, иметь в виду, что характер слоистой кристаллизации мало меняется в разных сплавах и наблюдается даже на чистейшем алюминии.

Понятие о ведущем значении термического переохлаждения позволяет объяснить, почему при равной скорости сварки в малой сварочной ванне вырастают более мелкие кристаллы, чем в большой, несмотря на одно и то же исходное число зерен в свариваемом металле на единицу площади проплавления и равные значения скорости кристаллизации по формуле М. В. Шаманина. Можно утверждать, что в малой ванне переохлаждение снимается быстрее, чем в большой, следовательно, здесь действительная скорость кристаллизации, точнее разрастания граней, ниже. Установлено, что при кристаллизации металла шва с большой скоростью слои вблизи линии сплавления повторяются с меньшими интервалами. Расстояние между слоями по мере удаления от края шва к центру увеличивается.

Очевидно, главной причиной прерывистой кристаллизации при сварке является периодическое изменение термического переохлаждения. Влияние концентрационного уплотнения перед фронтом кристаллизации в данном случае имеет подчиненное значение.

Таким образом, параметры процесса кристаллизации связаны между собой сложной зависимостью, которая и в наше время не может быть выражена математически. Тем не менее качественная картина данной зависимости за последние десятилетия проясняется. Несомненно, что из четырех величин — переохлаждение ΔT , скорость образования центров кристаллизации n , скорость кристаллизации v и параметры (размер и др.) образующихся кристаллов — термическое переохлаждение является аргументом, а три остальные — функциями. Труднее ответить на вопрос, в какой зависимости находится само по себе переохлаждение от теплофизических показателей процесса, т. е. от скорости теплоотвода (в Дж/с или К/с) или градиентов температуры (соответственно в К/с и К/см).

3. Фазовый состав

Существуют диаграммы равновесные и неравновесные (метастабильные). Первые относятся к малым скоростям охлаждения металла в процессе кристаллизации, не превышающим нескольких градусов в минуту, а вторые — к большим, достигающим 10^7 — 10^9 К/с. Наиболее полно изучены равновесные диаграммы и опубликованы в периодической печати и обобщенных монографиях и справочниках, например [13—16]. Метастабильные диаграммы разработаны в меньшей степени. Метастабильная диаграмма состояния отличается от равновесной в основном расширенными или суженными областями твердых растворов на основе одного из компонентов и (или) изменением числа и состава промежуточных фаз. Следует иметь в виду, что в реальных условиях кристаллизация слитка всегда идет неравновесно, т. е. состав последовательно кристаллизующихся фаз отличается от состава фаз, находящихся в равновесии при данной температуре. Для малых скоростей охлаждения это отличие относится к равновесной диаграмме состояния, а для больших — к метастабильной. Во время быстрого затвердевания появлению новых метастабильных фаз способствует низкое значение энергии Гиббса зародышеобразования и более высокая скорость роста в сравнении с термодинамически стабильными фазами [22].

Так, при скорости роста более 1 мм/с в микроструктуре преобладает метастабильная эвтектика $Al + Al_6Fe$ вместо стабильной $Al + Al_3Fe$. В системе $Al - Mn$ вместо Al_6Mn , образуется Al_4Mn [9]. Скорость охлаждения вблизи фронта кристаллизации в случае сварки алюминия ориентировочно составляет от нескольких К/с для газовой (ацетилено-кислородным пламенем) или электрошлаковой сварки до 10^2 — 10^3 К/с для электронно-лучевой сварки в вакууме, т. е. в относительно узком диапазоне скоростей, при которых кристаллизация протекает в более неравновесных условиях, чем в слитке, что объясняется малыми размерами сварочной ванны.

Рассматривают следующие процессы, определяющие фазовый состав образующегося слитка: диффузия атомов в жидкости, диффузия атомов в твердом теле и взаимодействие между твердой и жидкой фазами. Для образования из жидкого расплава кристаллов равновесного состава требуется такое перераспределение атомов разного сорта на фронте кристаллизации в расплаве, чтобы возникла равновесная разность концентраций, определяемая по горизонтали между кривыми ликвидуса и солидуса диаграммы состояния. Этот процесс называется разделительной диффузией. При такой диффузии слой жидкого расплава, прилегающий к поверхности растущего кристалла, обогащается более легкоплавким компонентом. Одновременно в жидком растворе должен выравняться состав между слоем жидкости, обогащаемой одним из компонентов вблизи поверхности растущего кристалла, и участками расплава, удаленными от фронта кристаллизации. Этот процесс может развиваться не только вследствие диффузии в жидкости, но и посредством конвекции. Состав последовательно растущих слоев кристалла определяется при любой температуре соответствующей точкой равновесного солидуса. Между слоями кристалла, имеющими разный химический состав, должна проходить выравнивающая диффузия в твердом металле.

Указанный процесс является наиболее медленным по сравнению с двумя предыдущими. Если все они завершаются полностью, то состав твердой фазы в любой точке кристалла определяется по кривой солидуса и кристаллизация заканчивается при температуре равновесного солидуса. Если же хотя бы один из рассмотренных процессов не успевает полностью завершиться, то возникают отклонения от равновесной кристаллизации. Степень полноты прохождения разделительной диффузии, выравнивающей диффузии в твердой и жидкой фазах, а также межфазного взаимодействия зависит от скорости кристаллизации (скорости охлаждения на фронте кристаллизации). При малых скоростях кристаллизации прежде всего, естественно, подавляется выравнивающая диффузия в твердом металле. Коэффициент диффузии здесь на несколько порядков ниже, чем в жидкости. По данным А. В. Курдюмова [23], коэффициенты диффузии обычных элементов и примесей в жидком и твердом материале отличаются примерно в 10^4 раз. Например, диффузия меди в алюминии D_{660} составляет $2 \cdot 10^{-16}$ м²/с, а в D_{873} — $3,9 \cdot 10^{-13}$ м²/с [24]. К тому же в жидком растворе в принципе возможен дополнительный процесс, выравнивающий состав, — конвекция. При переходе алюминия из твердого состояния в жидкое происходит незначительное увеличение коэффициента диффузии водорода, что может быть объяснено высокой его подвижностью не только в жидком материале, но и в твердом. Так, по данным работы [25] независимо от агрегатного состояния коэффициент диффузии водорода в различных алюминиевых сплавах находится в пределах 10^{-6} — 10^{-7} м²/с. При увеличении скорости кристаллизации уже не успевает полностью проходить выравнивание состава в жидком расплаве. Наконец, при еще больших скоростях кристаллизации тормозится разделительная диффузия, что приводит к образованию пересыщенных твердых растворов. В алюминиевых сплавах, свойства

которых изменяются при термообработке в широких пределах, при сверхбыстрой закалке в значительной степени увеличивается растворимость легирующих элементов. Последнее наблюдается при так называемой гранульной технологии получения сплавов. При сверхбольших скоростях затвердевания (10^5 — 10^8 К/с) алюминиевые сплавы изменяют структуру, приобретая мелкокристаллическое строение. Аморфное или стеклообразное состояния не достигнуты.

Рассмотрим поведение типичных алюминиевых (модельных) сплавов двойных систем в зависимости от скорости охлаждения в процессе затвердевания. В системе Al—Cu (основа мягких дюралюминов) в равновесных условиях содержание меди в твердом растворе алюминия максимально 5,7 % (по массе) 820 К. При комнатной температуре наибольшее содержание — 0,05 % Cu. Выше этой концентрации избыточное количество меди находится в виде интерметаллидов θ -фазы (Al₂Cu). Эвтектика может содержать 33,2 % Cu.

И. И. Новиков и В. С. Золотаревский [26] изучали кристаллизацию алюминиево-медных сплавов, содержащих до 5 % Cu при скорости охлаждения 80—350 К/мин, и убедились, что уже при этих весьма малых скоростях охлаждения выравнивающая диффузия в твердом растворе полностью не проходит. При скорости охлаждения 350 К/мин сплавы с суммарным исходным содержанием меди 0,5; 1; 2,5 и 5 % обнаружено, что средняя концентрация меди в твердом растворе 0,49; 0,88; 2,23; 3,08 %, а площадь, занимаемая эвтектикой, соответственно 0,008; 0,027; 0,71 и 4,64 % от площади шлифа. Следовательно, средний состав твердого раствора изменился не по равновесному солидусу, а по кривой, лежащей левее его, к неравновесному солидусу. По мере ускорения охлаждения линия среднего состава твердого раствора и граница появления второй фазы сдвигается в сторону алюминия, но при дальнейшем увеличении скорости охлаждения (1000 К/мин) граница появления второй фазы перемещается в обратную сторону (вправо) по направлению к равновесной точке предельной растворимости.

Подобная картина влияния скорости охлаждения наблюдается для сплавов Al—Si и Al—Mg, т. е. при относительно малых скоростях охлаждения происходит обеднение твердого раствора в отношении легирующего элемента. Для каждой двойной системы сплавов существует определенная критическая скорость охлаждения, выше которой обеспечивается предельное насыщение алюминия легирующим элементом.

Авторы работы [27] установили, что в сплаве алюминия с 20 % Cu концентрация меди в твердом растворе достигает 5,2 % при скорости охлаждения 10^3 К/с. В сплаве с 2,5 % Cr содержание хрома в твердом растворе при той же скорости охлаждения приближается к 1,6 % при перитектической температуре. Более высокое содержание легирующего элемента в твердом растворе наблюдается в сплавах с марганцем. Так, для той же скорости охлаждения и исходном содержании марганца 4; 6 и 10 % в твердом растворе было соответственно 2,3; 3,3; 5,8 % Mn. Для сплавов Al—Si, Al—Mg концентрация твердого раствора достигала предельного значения, а потом мало изменялась

после достижения уровня максимального легирования. Большая скорость охлаждения позволяет зафиксировать 1,4—1,6 % Si в твердом растворе при исходном его содержании в расплаве 10—12 %. В равновесных условиях в системе Al—Si максимальное содержание кремния в твердом растворе равно 1,65 % при 850 К. При комнатной температуре кремний практически нерастворим. Содержание его в эвтектике при 850 К равно 12,5 %. С алюминием кремний соединений не дает. В системе Al—Mg в равновесных условиях максимальное содержание магния в твердом растворе составляет 17,4 % при 723 К и 1,9 % при 300 К. Избыточный интерметаллид — β -фаза Mg_5Al_8 (по другим данным Mg_2Al_3). При 723 К в эвтектике, состоящей из алюминия и β -фазы, около 34 % Mg. При скоростях охлаждения 10^3 К/с концентрация магния в твердом растворе достигает 12—13 % в случае исходного его содержания в расплаве 20 %. Авторы [28] предлагают ввести представление о трех критических скоростях охлаждения: $v_{1кр}$, фиксирующая минимальное содержание легирующего элемента в твердом растворе; $v_{2кр}$, при которой средний состав неоднородного твердого раствора достигает предельной равновесной концентрации легирующего элемента; $v_{3кр}$, начиная с которой фиксируется однородный твердый раствор того же состава, что и исходный. Влияние наиболее высоких скоростей охлаждения на кристаллизацию металла изучали В. И. Добаткин и В. И. Елагин [29]. Некоторые данные по концентрации легирующих компонентов в твердых растворах двойных алюминиевых сплавов в зависимости от скорости охлаждения сопоставлены в табл. 19.

Следует заметить, что концентрация легирующего элемента или примеси в твердом растворе зависит не только от процесса кристаллизации, но и от возможного частичного распада этого раствора при охлаждении. Это характерно для твердого раствора меди и кремния в алюминии. Поэтому в твердом растворе слитка содержание второго компонента существенно ниже, чем максимальная равновесная растворимость в твердом состоянии. Для таких элементов, как цирконий, хром и марганец характерна малая скорость распада твердого раствора. Поэтому повышенное содержание второго компонента в данном случае наблюдается не только в гранулах, но и в слитках. Указанное обстоятельство, по-видимому, можно объяснить различием коэффициентов диффузии данных элементов в твердой фазе (для магния 10^{-13} , для меди $7 \cdot 10^{-14}$, для кремния $2 \cdot 10^{-13}$ против $7 \cdot 10^{-18}$ для хрома, $8 \cdot 10^{-17}$ для марганца и $7 \cdot 10^{-17}$ м²/с для железа) [22]. В гранулах в результате повышенных скоростей охлаждения концентрация твердого раствора полностью контролируется процессом кристаллизации и значительно превосходит равновесную. Это относится не только к сплавам (модельных) двойных систем, но и к многокомпонентным сплавам.

Характеристика выделяющихся при кристаллизации вторых фаз для рассмотренных двойных сплавов приведена в табл. 20.

Кроме указанных фаз, могут быть промежуточные нестабильные выделения типа зон ГП, а также другие метастабильные фазы (см. гл. I).

Таблица 19. Концентрация легирующих элементов в твердых растворах двойных алюминиевых сплавов

Легирующий элемент	Максимальная растворимость, % (ат.)		Скорость охлаждения, К/с	Легирующий элемент	Максимальная растворимость, % (ат.)		Скорость охлаждения, К/с
	равновесная	метастабильная			равновесная	метастабильная	
Ag	23,8 (55,6)*	Более 25 40	10 ⁷ 10 ⁶ —10 ⁷	Mn	—	7,7 Более 9	Более 10 ⁶ 10 ⁷
Ce	Менее 0,01	1,9	10 ³	Mo	0,056 (0,25)	0,18 0,3 0,8 1,0	5·10 ⁴ 10 ⁵ 10 ⁶ 10 ⁷
Co	Менее 0,01 (0,02)	0,07 0,5 5	10 ⁶ —10 ⁷ 10 ⁷ 10 ⁶ —10 ⁷				
Cr	0,44 (0,77)	0,8 1,5 2,85 3,1 4,2 5,5 Более 6	До 10 ³ 10 ³ До 3·10 ⁴ 5·10 ⁴ 10 ⁶ 10 ⁷ 10 ⁶ —10 ⁷				
Cu	2,5 (5,67)	Без увеличения 5 16 Около 18(40)	До 10 ⁶ 10 ⁵ 10 ⁷ 10 ⁷	Ni	0,023 (0,05)	0,07 Около 1 5 7,7	10 ⁶ —10 ⁷ 10 ⁷ 10 ⁶ —10 ⁷ 10 ⁶ —10 ⁷
Fe	0,026(0,052)	0,082 0,25 Около 4 4,4	3·10 ⁴ 10 ⁶ —10 ⁷ 10 ⁷ 10 ⁶ —10 ⁷	Sn	0,002(0,001)	0,26	10 ⁶ —10 ⁷
Mg	18,9 (17,4)	Без увеличения 35 Более 36,8	До 10 ⁶ Более 10 ⁶ 10 ⁷	V	0,2	0,55 0,65 Существенное увеличение	До 3·10 ⁴ 5·10 ⁴ 10 ⁷
Mn	0,76 (1,8)	3,0 3,8 Более 4,3 4,7 5,1 5,3 Более 6	10 ³ 10 ⁴ 10 ⁶ 3·10 ⁴ 5·10 ⁴ 5·10 ⁴ 10 ⁶ —10 ⁷				

* В скобках приведена концентрация в % (по массе).

** Данные из работы [31], остальные — из работы [30].

Таблица 20. Свойства некоторых фаз в двойных системах

Система легирования	Обозначение	Формула	γ , г/см ³	HV, МН/м ²
Al—Mg	β	$Mg_5Al_8 (Mg_2Al_3)$	2,23	2000—3400
Al—Cu	θ	Al_2Cu	4,34	4000—6000
Al—Ti	—	Al_3Ti	3,37	4000—7000
Al—Cr	—	Al_3Cr	3,05	5000—7000
Al—Mn	—	Al_6Mn	3,09—3,27	5400—5600
Al—Fe	—	Al_3Fe	3,896	8000
Al—Zr	—	Al_3Zr	4,1	4270—7400

4. Физическая и химическая неоднородность и способы ее снижения

В результате затвердевания шов получается неоднородным. Различают физическую и химическую неоднородность. Физическая неоднородность определяется особенностью кристаллизации и связана с большой плотностью несовершенств кристаллической решетки, образующихся в процессе неравновесного затвердевания. Физическая неоднородность металла шва проявляется даже при сварке чистейшего алюминия, содержащего менее 0,001 % примесей и практически полном отсутствии каких-либо включений интерметаллидов, а также пор в литом металле. При наличии водорода на рассматриваемую картину накладывается газовая пористость, размеры и характер расположения которой определяются сварочными материалами и технологией процесса (режим, число проходов и пр.).

Уровень физической неоднородности находится в сложной зависимости от скорости кристаллизации. Более однородный металл обычно получается при ЭЛС, менее однородный — при ЭШС. По классификации, принятой в металлургии, несовершенства кристаллической решетки, ответственные за физическую неоднородность, обычно делят на точечные (вакансия, межузельные атомы и др.), одномерные, или линейные (дислокации); двумерные, или поверхностные (границы зерен и двойников, дефекты упаковки, межфазные границы) и трехмерные, или объемные (макро- и микропустоты).

Характеризующие физическую неоднородность металла дефекты первых трех типов подробно рассмотрены в монографии [32]. Происхождение макро- и микропустот может иметь усадочный или газовый характер [17].

В отличие от чистейшего алюминия на техническом металле и алюминиевых сплавах, кроме физической неоднородности, наблюдается также химическая. Различное содержание легирующего элемента или примеси обнаруживается в осях дендритов и междендритном пространстве, в начале, середине и конце каждого слоя и т. д. Такого рода неоднородность характеризуют уровнем ликвации, т. е. разницей между содержанием рассматриваемого элемента в исследуемом участке и средним его содержанием. К химической можно

отнести также неоднородность в начале и конце шва, обусловленную различной долей присадочного металла.

Различают макро- и микроликвацию в литом металле. Под макроликвацией подразумевают постепенное изменение концентрации компонентов в шве по направлению от начала к середине. По сути, к макроликвации относится и так называемая слоистая ликвация, вызванная неравномерным затвердеванием металла в пределах отдельных слоев. В то же время данный вид ликвации можно по масштабу распространения также сопоставить с микроликвацией.

В работе [33] исследовано наличие макроликвации меди в сварных швах сплава 2024 и цинка в швах сплава 7075 при АДС вольфрамовым электродом без присадки. При этом существенная макроликвация не выявлена. Отсутствие макроликвации автор пояснил тем, что сварка здесь протекает в условиях интенсивного перемешивания, когда в ванну непрерывно поступают новые порции металла. Вместе с тем макроликвация может возникнуть в кратере шва (конечная точка сварки) или при точечной сварке, когда нет притока нового металла в зону сварки. Кроме того, макроликвация возможна при сварке с высокой скоростью, когда ванна приобретает очень вытянутую форму.

Микроликвация — это разность между концентрацией компонентов на границе и внутри зерна или субзерна. Микроликвация из всех видов неоднородности в сварных швах имеет наибольшее значение. Часто ее называют дендритной ликвацией, полагая, что большое число легированных сплавов имеет дендритное строение.

Неоднократно предпринимались попытки исследовать внутрикристаллитную ликвацию. Установлено, что характер распределения легирующих элементов и примесей по сечению кристаллитов и уровень внутрикристаллитной ликвации зависят от диаграммы состояния, положения на ней рассматриваемого сплава, коэффициентов диффузии в твердой и жидкой фазах, скорости кристаллизации и др. Полагают, что в сплаве определенного состава основным аргументом, определяющим развитие дендритной ликвации, является скорость кристаллизации, изменение которой вследствие различного уровня переохлаждения обуславливает различную полноту прохождения диффузионных процессов в твердой и жидкой фазах.

В общем виде еще А. А. Бочвар [34] указывал, что с увеличением скорости кристаллизации внутрикристаллитная ликвация возрастает из-за подавления выравнивающей диффузии в твердом растворе, достигает максимума при каких-то средних скоростях кристаллизации и затем снижается из-за подавления разделительной диффузии в жидкости. И. И. Новиков и В. С. Золотаревский [26] попытались теоретически вывести зависимость степени ликвации от скорости кристаллизации применительно к бинарным сплавам эвтектического и перитектического типа с коэффициентом распределения $K < 1$. Рассмотрены три типичных сплава: сплав, лежащий в области ограниченной растворимости; сплав в системе, которая заканчивается инвариантной реакцией в равновесных условиях, и низколегированный, кристаллизация которого не заканчивается инвариантным превращением. Это сплавы,

расположенные между ординатой компонента и концентрационной границей появления неравновесной избыточной составляющей.

Авторы исходили из следующих положений: при очень малой скорости кристаллизации успевают пройти все три указанных выше процесса и состав затвердевшего сплава точно соответствует исходному. Никакой ликвации не произойдет. Это имеет место при трудноизмеримых скоростях кристаллизации и оценивается по скорости охлаждения, исчисляемой в градусах в минуту. При последующем увеличении скорости кристаллизации тормозится прежде всего диффузия в твердом теле, а затем, в процессе выравнивания, диффузия в жидкости и возможная здесь конвекция. В результате устанавливается концентрация примесного элемента в стволе кристалла, соответствующая точке равновесного солидуса при температуре начала кристаллизации практически независимо от состава сплава. Концентрация примеси на периферии кристалла в этой области поднимается очень быстро до уровня предельной растворимости в твердом растворе или выше. В результате зависимость степени ликвации от скорости кристаллизации может иметь плоскую или выпуклую форму. В этой области наблюдается наибольшая степень ликвации. Сварочным условиям в основном соответствует нисходящая ветвь кривой зависимости степени ликвации от скорости кристаллизации [32]. Наконец, когда предполагается подавление и разделительной диффузии, состав центра кристалла может приближаться к исходному.

Схематически возникновение микроликвации в металле шва показано на рис. 30. При затвердевании металла шва (S — линия солидуса, L — линия ликвидуса) площадь поперечного сечения $A-A$ в интервале $S-L$ изменяется. Состояние металла в сечении имеет вид, показанный на рис. 30, a и b , при этом на рис. 30, a показано состояние, когда между столбчатыми кристаллами еще много жидкой фазы, тогда как в дальнейшем она остается в крайне незначительном количестве (рис. 30, b). Изменение ликвации в поперечном сечении столбчатого кристаллита представлено на рис. 31 ($K_0 < 1$). При наличии полного перемешивания жидкой фазы концентрация растворенного элемента от середины до границы зерна выражается кривой 2, при этом нет диффузии в твердой фазе. При отсутствии перемешивания, когда перемещение растворенного элемента определяется лишь его диффузией, это кривая 1. Предполагается, что при сварке в реальных условиях эта кривая принимает форму 2 или 3. В случае $K_0 > 1$ вместо накопления происходит истощение примесью той части, которая затвердевает

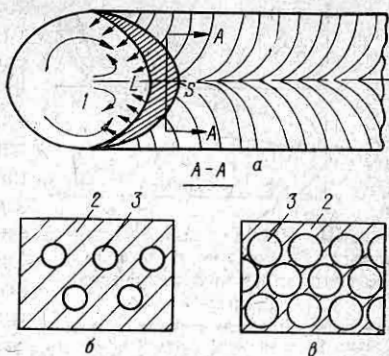


Рис. 30. Схема возникновения микроликвации в металле шва:

1 — перемешивание в кратере; 1, 2 — жидкая фаза; 3 — твердая фаза; a — вид сверху; b , b — сечение $A-A$, когда много (b) и мало (b) жидкой фазы.

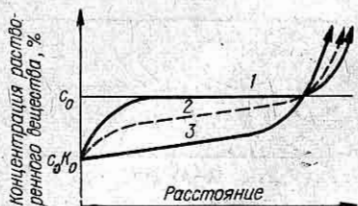


Рис. 31. Распределение растворенного вещества в условиях однонаправленного затвердевания:

1 — диффузионный перенос в жидкости; 2 — полное смешивание в жидкости; 3 — частичное конвективное перемешивание в жидкости.

последней. Авторы работы [26] подтвердили полученную ими теоретическую картину зависимости уровня ликвации от скорости кристаллизации (скорости охлаждения). Особенно хорошее совпадение с опытом получено при определении концентрации примесей в центре кристаллита. Несколько хуже корреляция опыта с теорией для поверхностных слоев кристаллитов, что связано с недостаточной локальностью использованной для данной цели методики (по микротвердости).

Многочисленными исследованиями установлено, что уровень ликвации за-

висит не только от наличия, но и от концентрации тех или иных легирующих элементов, а также примесей железа и кремния, их общего количества и соотношения. Степень развития ликвации должна быть больше в случае сплава с большей величиной так называемого ликвационного коэффициента ($1 - K_0$). Среди различных химических элементов наиболее сильно ликвируют медь, цинк, кремний, в меньшей степени — марганец, железо, титан, цирконий. Необходимо учитывать, что с повышением скорости одновременно изменяется не только общий уровень ликвации, при этом происходит переход от плоского к ячеистому и затем к дендритному характеру кристаллизации. Одновременно существенно снижается дендритный параметр. Характер изменения последнего по данным Б. А. Мовчана [35] и В. И. Добаткина [36] представлен на рис. 32.

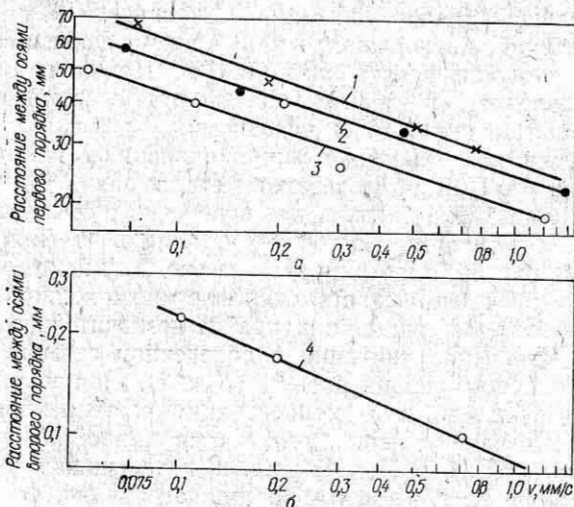


Рис. 32. Влияние скорости кристаллизации на расстояние между осями первого порядка (а) и величину дендритного параметра (б) некоторых алюминиевых сплавов [35, 36]:

1 — сплав Al — 4,9 % Zn; 2 — сплав Al — 3 % Cu; 3 — сплав Al — 3,1 % Sn; 4 — дуралюмин.

Таблица 21. Содержание легирующих элементов в различных фазах

Сплав	Температура изотермической выдержки, °С	Концентрация элементов согласно диаграмме состояния, %		Измеренная концентрация элементов в фазах, %		
		твердых	жидких	твердых	жидких	в щели
Al + 3 % Cu	644	0,8	4,9	0,3—0,5	4,5—5,0	18,0—19,5
Al + 8,1 % Cu	627	1,7	9,8	0,8—1,4	9,0—10,0	25,0—27,0
Al + 4,9 % Zn	647	3,6	7,8	1,8—2,8	7,5—8,0	18,0—20,0
Al + 10 % Zn	635	6,7	15,0	4,3—5,5	13,8—15,3	18,0—19,5

В работе [35] при исследовании микроскопической химической неоднородности бинарных сплавов алюминия Al до 33 % Cu, Al — до 20 % Zn, Al — 10 % Ag установлено, что на границе раздела между фазами имеются концентрационные слои шириной 2—4 мкм с более высоким содержанием исследуемых элементов по сравнению с их содержанием в жидком расплаве. Очень высокая концентрация этих элементов фиксируется в тех участках двухфазного сплава, где жидкая фаза находится в узкой щели (капилляре), образованной двумя смежными участками твердой фазы. С помощью количественной микрорентгенографии определено содержание элементов в щелях. Оказалось, что содержание меди, цинка и серебра в этих зонах может быть на 50—300 % выше по сравнению с их содержанием в жидких фазах (табл. 21).

Характерно, что площадь «щелей» на микрорентгенограммах составляет всего лишь несколько процентов от общей площади. Максимальная концентрация примеси в капиллярах наблюдается в сплавах со сравнительно небольшим содержанием второго компонента и уменьшается или становится равной концентрации жидкой фазы при больших содержаниях второго компонента. Так, в сплавах алюминия с 3 и 8 % Cu наблюдается высокая концентрация меди в щелях (до 27 %), а в сплаве Al — 26 % Cu данный эффект отсутствует. Для одного и того же сплава при понижении температуры изотермической выдержки в интервале солидус — ликвидус одновременно с увеличением концентрации жидкой фазы (по диаграмме состояния) увеличивается фактическая концентрация в щели. Концентрация легирующего элемента в междоузлиях пространств дендритов рассматриваемых сплавов, полученных путем медленного охлаждения до температуры несколько выше линии солидуса и последующей закалки, может быть больше их максимального содержания в жидкой фазе, определенного по диаграмме состояния. Например, в сплаве Al — 30 % Cu концентрация меди достигала 25—30 % вместо максимальной концентрации по диаграмме состояния 17 %. При медленном охлаждении до температуры несколько ниже линии солидуса происходит диффузионное выравнивание и концентрация примеси в междоузлиях и междендритных пространствах резко уменьшается в зависимости от скорости кристаллизации. При изучении влияния скорости кристаллизации на

характер и величину дендритной неоднородности в сплавах Al—Cu установлено, что независимо от скорости кристаллизации (0,05—1,5 мм/с) наблюдается равномерное распределение примеси по объему стволов дендритов и резкое возрастание концентрации примесей в междусосных пространствах, представляющих собой участки шириной несколько микрометров. Увеличение скорости кристаллизации приводит к уменьшению толщины стволов дендритов (т. е. пространства, прилегающего к осям) и обогащенных междусосных пространств, однако характер распределения примесей остается тот же.

Установлено, что при увеличении скорости кристаллизации в интервале затвердевания одновременно с уменьшением ширины осевых и междусосных пространств происходит уменьшение содержания примеси в междусосных пространствах:

v , мм/с	0,074	0,15	0,20	0,45
Cu, % (по массе)	25,0 — 30,0	24,0 — 26,6	18,0 — 22,0	16,0 — 18,0

Полученные в данной работе результаты в принципе согласуются с выводами [26] и др. Отличие заключается в том, что принятая в ней методика количественной микрорентгенографии обладает большой локальностью.

Типичная картина неоднородности соединения, полученного при аргодуговой сварке сплава 1201, представлена на рис. 33 (Сплав содержит 6,2 % Cu, 0,33 % Mn, 0,06 % Ti, 0,05 % Zr, 0,2 % Fe,

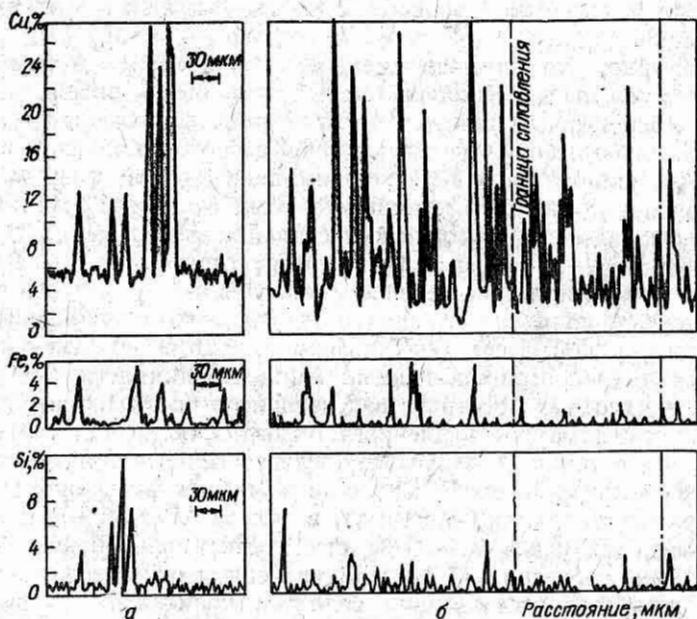


Рис. 33. Диаграммы распределения меди, железа и кремния в сварном соединении при АДС сплава 1201:

а — основной металл; б — ЗТВ и шов.

0,3 % Si). Видно, что наибольший уровень неоднородности по меди наблюдается в основном металле и ЗТВ — от 4 до 26 %. При этом меньшие значения относятся к твердому раствору алюминия, а большие — к включениям θ -фазы или скоплениям эвтектики ($\alpha + Al_2Cu$). В металле шва соответствующие отклонения по содержанию меди составляют 2—20 %. Это свидетельствует о большей однородности шва по сравнению с ЗТВ и основным металлом, что связано с меньшими размерами шва. Протяженность участков с повышенным содержанием меди в металле шва также меньше: 4—7 мкм против 5—15 мкм в основном металле. Соответствующие значения для кремния составляют 0—12 % в основном металле и ЗТВ и 0—2 % в металле шва. В еще более узких пределах наблюдаются отклонения по содержанию железа (0—5 % в основном металле и 0—2 % в шве).

Неоднородность по слоям кристаллизации металла шва количественно измерить труднее, чем на слитке, так как диаметр измеряемого участка обычно не превышает 1—2 мкм, что весьма близко к размерам пограничной области каждого слоя. При внимательном рассмотрении в пределах каждого слоя на поверхности металла можно заметить тончайшую светлую прослойку, которая характеризует как бы «предварительную» остановку в процессе кристаллизации. Эта остановка не находится строго посередине средней части, а располагается ближе к ее конечной части. В поперечном сечении металла шва на шлифе такая прослойка не выявляется.

В слитке желательнее сразу получить оптимальную структуру, так как наследственность ее сказывается даже после термообработки, включая интенсивную деформацию. В сварных швах тем более важно обеспечить необходимую однородную и дисперсную структуру уже непосредственно при затвердевании, поскольку здесь обычно нет последующей термообработки. Следует иметь в виду, что мелкое зерно не всегда гарантирует лучшие физико-химические характеристики, особенно в многокомпонентных сплавах и в материалах, предназначенных для интенсивной деформации. В этом случае предпочтительнее мелкодендритная структура, которая способствует более равномерному распределению фаз и включений, чем мелкое зерно. Во многих случаях такая мелкодисперсная структура совпадает с мелким зерном. Известно, что чем быстрее охлаждение, тем меньше размеры зерен. Одним из факторов измельчения структуры является сокращение времени затвердевания. В то же время в сплавах сетка, состоящая из эвтектики или интерметаллидов и разделяющая зерна, может препятствовать их росту даже при более продолжительном пребывании при повышенной температуре. В общем измельчение зерен в слитке наиболее рационально получать путем увеличения числа зародышей.

Способы устранения, снижения уровня неоднородности и измельчения структуры можно условно разделить на технологические и физико-химические. К первым относится выбор различных технологий и режимов (перемешивание металла в сварочной ванне в процессе сварки и др.), т. е. методы, обеспечивающие увеличение скорости кристаллизации и минимальные размеры шва. Чем выше скорость сварки, тем меньше степень неоднородности. К физико-химическим способам отно-

сится воздействие на структуру путем модифицирования (измельчения), которое может быть осуществлено с помощью динамических процессов, введением замедляющих рост добавок и зародышевых добавок, растворением зародышей и т. д.

Как и при литье слитков, шов малого размера легче получить более однородным, чем крупный. Естественное стремление увеличить глубину провара основного металла при однопроходной дуговой сварке с целью повышения производительности наталкивается на увеличение размеров ванны и усиление неоднородности шва. Вследствие этого ухудшается стойкость против образования дефектов (пор, горячих трещин), снижаются механические свойства сварного соединения. В этом плане лучшие возможности создает ЭЛС с ее узкой ванной относительно малой массы. С помощью ЭЛС удастся получить высокого качества соединения практически на всех свариваемых сплавах. Худшими возможностями обладает ЭШС. Поэтому данным способом можно получить равноценные с основным металлом соединения только на техническом алюминии и низколегированных термически неупрочняемых сплавах. Дуговая сварка занимает промежуточное положение.

Определенные достижения в ослаблении физической и химической неоднородности независимо от способа сварки дает перемешивание металла в ванне. Предпринимались попытки механически (путем встряхивания) измельчать структуру шва. Однако они не получили распространения из-за нестабильности получаемых результатов. Кроме того, для каждого шва требуются свои характеристики встряхивания, а необходимое оборудование здесь достаточно громоздко. Более перспективным оказалось магнитное воздействие на ванну. Применение внешних магнитных полей имело целью создание определенным образом ориентированных пондеромоторных сил преимущественно в жидком металле сварочной ванны с целью возбуждения в нем контролируемого движения достаточной интенсивности. Этот метод магнитометалло(гидро)динамического воздействия на состояние и кристаллизацию сварочной ванны назван электромагнитным перемешиванием. Такие работы велись В. П. Чернышом [37]. Среди других исследований можно отметить работы, проводимые в Ташкентском и Воронежском политехнических институтах, МВТУ им. Н. Э. Баумана и др. М. А. Абраловым данный процесс назван электромагнитным воздействием [38]. Для осуществления ЭМП по способу, разработанному в Киевском политехническом институте, используются аксиальные (относительно электрода) прерывистые реверсируемые магнитные поля. Они создаются поочередным пропусканием по обмоткам соленоидов, размещенных на токоподводящем мундштуке сварочного аппарата либо корпуса сварочной горелки, разнополярных групп однополупериодно выпрямленных импульсов тока сетевой частоты.

В опытах М. А. Абралова электромагнитную катушку и горелку размещали по разные стороны от свариваемого образца. При этом образование новых кристаллитов в результате ЭВМ при сварке сплава АМц не обнаружено, а на сплавах 1420 и АМг6 выявляется заметное измельчение кристаллов, причем воздействие импульсным знакопеременным магнитным полем приводит к большому измельчению первичной

структуры по сравнению с воздействием постоянным полем. Независимо от рода внешнего магнитного поля существует определенный диапазон режимов ЭВМ, в котором наблюдается наибольшее измельчение. Оптимальная частота импульсов поля может изменяться в пределах 0,6—15 Гц. Вероятный механизм действия ЭВМ по А. М. Болдыреву следующий: измельчение кристаллов происходит вследствие периодического изменения концентрационного переохлаждения перед фронтом кристаллизации [39]. В. П. Черныш считает причиной измельчения структуры сварных швов сохранение большого числа активных частиц, не подвергавшихся дезактивации, в результате снижения перегрева центральных участков сварочной ванны при ЭВМ на расплав. М. А. Абралов исходит из того, что при температурных колебаниях возле фронта кристаллизации неизбежно периодическое оплавление затвердевшего металла. При этом в первую очередь оплавляются те участки шва, которые имеют большее содержание растворенной примеси, т. е. более низкую температуру плавления. У дендритов это основания ветвей второго порядка. Поэтому при температурных колебаниях возле межфазной поверхности ветви дендритов отделяются от главного ствола.

Отделившаяся ветвь способна образовать новый кристаллит без дополнительного зародыша. При ЭВМ такие условия создаются либо вследствие знакопеременного перемешивания расплавленного металла, либо в результате периодического колебания дуги вдоль или поперек сварочной ванны. При наличии в сплаве примесей, способных образовывать зародыши, измельчение при периодическом подплавлении представляется следующим образом. При обычных условиях затвердевания сварного шва подобные примеси, обычно тугоплавкие, дезактивируются в расплавленном металле под воздействием тепла дуги и значительного перегрева сварочной ванны. Поэтому они не способствуют образованию новых кристаллитов. После затвердевания металла тугоплавкие примеси восстанавливают свою активационную способность, а при последующем попадании в расплав возле фронта кристаллизации вследствие подплавления последнего они могут выполнять роль готовых центров кристаллизации. Таким образом, ЭВМ позволяет периодически уменьшать размеры структурных элементов кристаллитов, а следовательно, снижать степень химической неоднородности, периодически изменять направления роста ячеек (ячеистых дендритов, дендритов), т. е. повышать зубчатость границ и увеличивать площадь соприкосновения столбчатых кристаллитов у оси шва, что ведет к повышению стойкости против образования кристаллизационных трещин. Что касается выбора характеристик ЭВМ, то здесь необходимо учитывать, что расплавленный металл сварочной ванны без воздействия внешнего магнитного поля осуществляет циркулирующее движение только лишь под влиянием сварочного тока. Движение жидкого металла сварочной ванны под дополнительным воздействием электромагнитного поля определяется родом сварочного тока и видом внешнего поля. Наиболее сложное движение осуществляет расплавленный металл в случае переменного сварочного тока и переменного магнитного поля. В общем случае движение жидкого металла имеет

сложный циркуляционный и вихревой характер. Имеются сведения, что помимо влияния на структуру, ЭВМ оказывает положительное действие на уменьшение числа и размера пор. Механизм этого явления еще недостаточно изучен. На рис. 34 показана структура шва, подвергнувшегося ЭВМ по сравнению со швом, полученным в обычных условиях. Кроме электромагнитного воздействия, положительное влияние на измельчение структуры швов может оказывать низкочастотное (2—8 Гц) модулирование сварочного тока, ультразвуковая обработка и др.

В настоящее время известны две группы способов модифицирования: металлургическая и динамическая. К первой относят введение в расплав небольших количеств модификаторов и температурное воздействие, ко второй — электромагнитное перемешивание, ультразвуковую обработку и пр. Собственно температурное воздействие на расплав в равной мере может быть отнесено и к той и другой группе. Как уже упоминалось, в принципе возможны два механизма образования зародышей: самопроизвольный и на готовых центрах.

До настоящего времени нет единой теории, охватывающей механизм гомогенного и гетерогенного зарождения центров кристаллизации. Общим для обоих процессов является то, что существует минимальный размер зародыша, устойчивый при данных условиях как при гомогенном, так и гетерогенном процессах.

Гомогенные зародыши образуются одновременно из кластеров или групп атомов, которые при неблагоприятных обстоятельствах могут растворяться и исчезать, а на гетерогенных зародышах происходит наращивание атомов послойно. Условием гетерогенного зарождения является также соответствие решеток. В одном случае — почти полное соответствие (Zr—Mg), в другом — через несколько атомов. Оба механизма могут конкурировать между собой, а результирующим будет тот, который в данных условиях окажется термодинамически более выгодным.

Критерием прочности образующихся связей, вероятно, может быть межфазное натяжение на границе расплав — твердая частица. Чем больше величина этого натяжения, тем хуже частица смачивается жидкой фазой и тем меньше вероятность использования ее в качестве центра кристаллизации.

Оценкой зародышеобразования является баланс энергии, как показано на рис. 35, а [40]. Если $\sigma_{NL} > \sigma_{NS} + \sigma_{SL} \cos \theta$, то инокулятор S может распространиться по подложке. В противном случае зародыш исчезает.

Рассмотрим, как изменяется баланс энергии на границе раздела зародыш — модифицируемый металл N при наличии примеси I (рис. 35, б). В случае круглой формы зародыша развитие его возможно, если $\sigma_{NL}C_N + \sigma_{IL}C_I > \sigma_{SL}C + \sigma_{NS}C_N + \sigma_{NI}C_I$, где C — окружность зародыша; C_I — фракция в контакте с примесью; C_N — фракция в контакте с модифицируемым материалом; $C_I + C_N = C$. Если $\sigma_{NL}C_N < < \sigma_{IL}C_I$ и $\sigma_{IS}C_I < \sigma_{NS}C_N$, примесь помогает модифицированию. В случае $\sigma_{NL}C_N > \sigma_{IL}C_I$ и $\sigma_{IS}C_I > \sigma_{NS}C_I > \sigma_{NS}C_N$ — наличие примеси

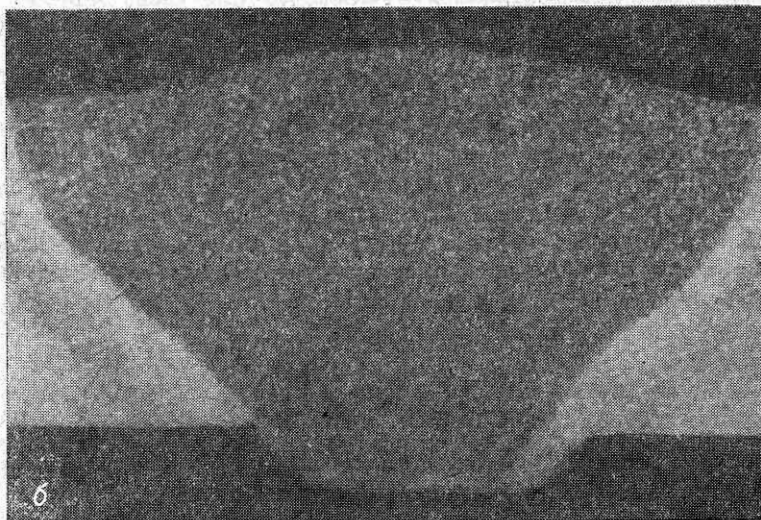
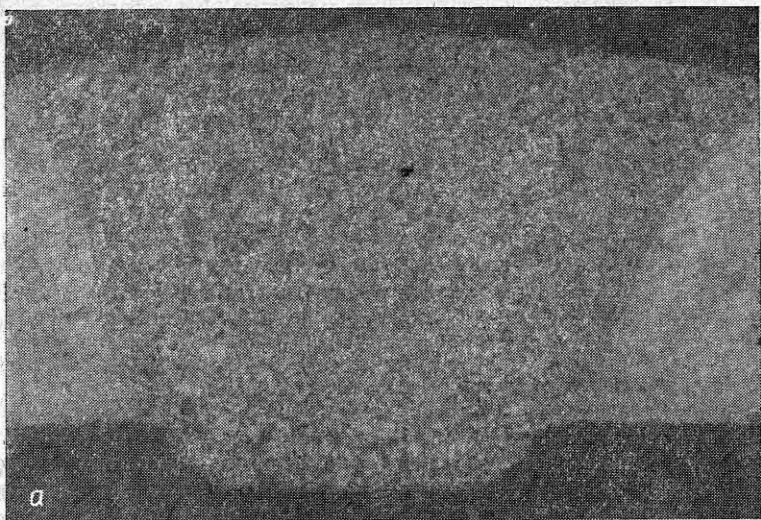


Рис. 34. Макроструктура сплава 1420 при АДС без наложения (а) и с наложением (б) магнитного поля.

требует большего переохлаждения. Если $\sigma_{NL}C_N > \sigma_{IL}C_I$ и $\sigma_{IS}C_I < \sigma_{NS}C_N$, зародышеобразование тормозится. Здесь σ_{SL} — энергия межфазного натяжения зародыш — жидкость; σ_{NL} — энергия межфазного натяжения подложка — жидкость; σ_{NS} — энергия межфазного натяжения подложка — зародыш; σ_{IL} — энергия межфазного натяжения примесь — жидкость; σ_{SI} — энергия межфазного натяжения зародыш — примесь. Вот почему получены расхождения в различных опытах, казалось бы, при одинаковом наличии примеси.

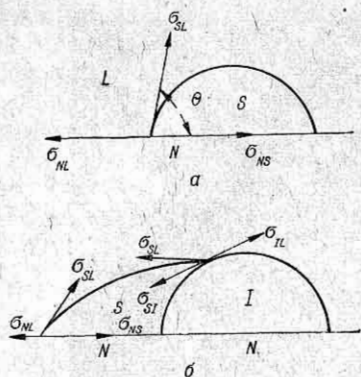


Рис. 35. Энергетический баланс при гетерогенном зарождении без примеси (а) и в присутствии примеси (б).

В наибольшей степени на значение n оказывает влияние межфазное натяжение на границе зародыш — расплав σ . Чем ниже σ , тем больше n . Растворимые в жидком алюминии элементы обычно делятся на поверхностно-активные и неактивные. Среди поверхностно-активных известны Li, Na, Ca, Sr, Ba, Mg, Bi, Sn, Pb, Sb, Ce, Cd, Te. С их помощью удастся существенно уменьшить межфазное натяжение на границе зародыш — расплав и этим сократить интервал метастабильности сплава, т. е. повысить скорость зарождения центров и одновременно благодаря повышению энергии активации U_a из-за адсорбции примесей на гранях кристаллов уменьшить их скорость роста, что в конечном счете ведет к изменению структуры. Поверхностное натяжение в двойных системах Al — примесь (в мНм) может быть приближенно вычислено по уравнениям [41]:

$$\sigma_{\text{Al-П}} = A - Bc_{\text{П}} \quad (\text{II.7})$$

$$\sigma_{\text{Al-П}} = A - B(K \ln c_{\text{П}} + 1), \quad (\text{II.8})$$

где $c_{\text{П}}$ — концентрация данного элемента П, % (по массе). Значения, коэффициентов в этих уравнениях приведены в табл. 22.

По данным работы [41] присадка 0,1 % Na (по массе) снижает σ_{Al} от 820 до 620 мН/м. Значения A в табл. 22, по сути, соответствуют поверхностному натяжению чистого алюминия. Л. Н. Кубичек показал, что если добавляемый элемент поверхностно-активный по отношению к основному компоненту сплава, то он является таковым и по отношению к сплавам алюминия с неактивными элементами, например с медью [42]. К числу неактивных элементов относят Si, Zn, Cu и др. По другим данным Si и Cu в известной мере также являются поверхностно-активными элементами [43]. Адсорбция последних на поверхности растущих дендритов или ячеистых дендритов приводит к торможению в развитии его осей, в результате чего дендрит получается с тонкими, сильно разветвленными осями. Следствие изменения внут-

Как известно [10], скорость зарождения центров самопроизвольной кристаллизации n , $(\text{м}^3 \cdot \text{с})^{-1}$, можно оценить по формуле

$$n = K_I \exp\left(-\frac{U_a}{R_f T}\right) \exp\left(-\frac{B\sigma^3}{T\Delta T^2}\right), \quad (\text{II.6})$$

где K_I — множитель пропорциональности, примерно равный числу атомов в рассматриваемом объеме расплава (для 1 моля $K_I = 10^{23}$); B — постоянная вещества, $B = \frac{2}{k} \left(\frac{MT_0}{\gamma q}\right)^2$; $\Delta T = T - T_0$. Первый экспоненциальный множитель отражает действие факторов, тормозящих самопроизвольное зарождение центров кристаллизации.

Таблица 22. Значения коэффициентов в уравнениях (II. 7) и (II. 8) при 700° С

Коэффициент	Li	Mg	Cu	Sr	Ba	Be	Bi
A	862	851	862	862	862	851	851
B	139,08	41,9	41	37,84	—	138	862
K	906	—	393	4609	3387	—	704
Понижение* σ , мН/м, для сплава Al—5% Cu	72	44	112	122	140	—	240

Коэффициент	Sn	Pb	Sb	Ce	Cb	Tl	Mn
A	851	851	862	—	—	851	851
B	929	112	65,69	—	—	1653	066
K	0,98	119	1143	—	—	462	2
Понижение* σ , мН/м, для сплава Al—5% Cu	32	170	122	10	14	—	—

* При 0,1 % (ат) элемента.

ренного его строения — измельчение выделений вторых фаз, располагающихся преимущественно в межосных пространствах. Такого рода поверхностно-активные примеси называют модификаторами первого рода. Иное действие т. н. модификаторов второго рода. Они создают изолированные твердые частицы или облегчают образование центров кристаллизации на оплавленных зернах основного металла. Модифицирующее действие здесь оказывают соединения В, Ti, Zr, Сг, Мо, Sc, V, Hf. Эти элементы, как известно, могут давать оксиды, нитриды и интерметаллиды. Чаще всего в качестве модификаторов второго рода используют некоторые интерметаллиды, характеристика которых приведена в табл. [23].

Тугоплавкие нерастворимые в жидком алюминии соединения могут оказывать так называемое контактное действие на процесс зарождения центров кристаллизации. В присутствии твердых частиц примеси работа образования центров кристаллизации уменьшается, так как зародыши возникают не в объеме переохлажденного расплава, а на готовой поверхности раздела фаз. По формуле, приведенной в работе [10], скорость зарождения центров кристаллизации на частицах примесей может быть вычислена следующим образом:

$$n = K'_2 \exp \left\{ - [B\sigma_{12}^2 (\sigma_{12} - \sigma_{13} + \sigma_{23})] / [2T (\Delta T^2)] \right\}, \quad (\text{II. 9})$$

где K'_2 — множитель пропорциональности (для 1 моля равен примерно 10^{16}); σ_{12} , σ_{13} , σ_{14} — соответственно межфазное натяжение на границе переохлажденный расплав — кристалл, переохлажденный расплав — примесь, кристалл — примесь. Согласно данной формуле, действие нерастворимой примеси — сокращение интервала метастабильности — имеет место при $\sigma_{23} < \sigma_{13}$, т. е. когда межфазное натяжение между возникающим зародышем и примесью меньше межфазного натяжения σ_{13} между переохлажденным расплавом и примесью. Естественно, интервал метастабильности равен нулю, если $\sigma_{23} = 0$, т. е. если в расплав данного вещества введены твердые частицы того же сплава, так как в этом случае $\sigma_{13} = \sigma_{12}$.

Таблица 23. Модифицирующие интерметаллиды

Фаза	Кристаллическая система	Параметры решетки, нм		γ , г/см ³	Точка плавления, °С
		a	c		
Al ₃ Zr	Тетрагональная	0,401	1,729	4,09	1580
Al ₃ Ti	Тетрагональная	0,542	0,85	3,35	1335
Al ₃ Sc	Кубическая	0,410	—	—	1427
AlB ₂	Гексагональная	0,301	0,326	3,15	1350

Контактное действие нерастворимых примесей на процесс зарождения центров кристаллизации наблюдается и в том случае, когда они не обладают структурным сходством с данным веществом. Такие примеси получили название активированных. Активированными для данного вещества они становятся после того, как некоторое время находились в жидком расплаве и покрывались слоем твердой фазы при кристаллизации. Увеличение температуры перегрева и длительности пребывания металла при высоких температурах приводит к полной или частичной дезактивации активных примесей, т. е. к расплавлению того активированного слоя на поверхности частиц примеси, который образовался в результате развития атомного контакта примесей с твердой фазой данного вещества.

Известно, что при литье алюминия практически полная дезактивация примесей наблюдается при перегреве на 50—60 °С. В условиях сварки, когда подобный перегрев всегда имеет место из-за малой длительности пребывания металла в жидком состоянии, дезактивация примесей не успевает развернуться в большей мере. Особенно это видно на примере электродно-лучевой сварки, когда несмотря на очень высокую температуру перегрева вследствие кратковременности процесса и большой скорости охлаждения взятый в избытке по сравнению со слитком модификатор сохраняет свое действие.

Среди различных гипотез, позволяющих выбирать инокуляторы, предлагаются отношение температур плавления, работа выхода электронов, акцепторная способность *d*-оболочки элемента [44] и др. Лучший показатель — соответствие кристаллических решеток.

Принцип структурного и размерного соответствия впервые сформулирован П. Д. Данковым [45]. Согласно этому принципу «превращение» на поверхности твердого тела развивается таким образом, чтобы конфигурация атомов исходной твердой фазы сохранялась (или почти сохранялась) и в новой твердой фазе. Возникающая при кристаллизации решетка новой фазы сопрягается с кристаллической решеткой старой фазы подобными кристаллографическими плоскостями, параметры которых отличаются минимально друг от друга (до 12%). При подобии плоских атомных сеток срастающихся граней такое срастание возможно не только для одинаковых по структуре решеток, но и для кристаллов с различными кристаллическими структурами. В работе [46] показано, что активность подложки относительно зародышеобразования определяется не величиной соответствия решеток,

а химической природой подложки. Авторы работы [47], изучая модифицирующее действие переходных элементов (Hf, Ta, Ti, V, Nb, Zr, Cr, Mo, W), установили, что лучшие модификаторы — элементы, имеющие больший атомный радиус по сравнению с радиусом алюминия, наименьшую концентрацию в интерметаллиде, наибольший собственный параметр решетки, создающие наибольший интервал затвердевания (по диаграмме состояния).

По представлениям А. Кибулы [48] зерно измельчается из-за наличия зародышей, на которых начинается кристаллизация расплава. Такими частицами могут служить карбиды, бориды и алюминиды переходных металлов, имеющие параметры решетки, соответствующие параметру решетки твердого раствора алюминия (0,404 нм).

Несомненный интерес представляет выбор модификаторов или их оптимального сочетания. Обычно такой выбор определяется экспериментально. Так, модификатор первого рода натрий успешно используется для измельчения структуры силуминов, но не рекомендуется для алюминиево-магниевого сплава из-за взаимодействия с магнием, ведущего к охрупчиванию материала. Эффект комплексного модифицирования широко используется в практике литья и сварки, так как в большинстве сплавов имеются активные примеси. Поэтому введение в расплав любой примеси, растворимой в жидкой фазе и ограниченно растворимой в твердой фазе, вызывает эффект модифицирования. В качестве модифицирующих элементов широко применяется титан и цирконий. Использование бора и его сочетания с другими модификаторами возможно только в узких пределах (0,01—0,02 % В), что не всегда доступно на практике. Следует иметь в виду, что при совместном введении тех или иных примесей при так называемом комплексном модифицировании действие их не удастся просто суммировать. Если в расплав чистого металла ввести вместе с растворимой примесью, которая увеличивает переохлаждение перед фронтом кристаллизации, нерастворимую активизирующую или изоморфную примесь, которая уменьшает интервал метастабильности, то суммарное действие таких примесей может быть сведено к нулю. Однако одна из совместно вводимых примесей может иметь превалирующее действие. Это позволяет очень тонко регулировать структуру.

Существует оптимальное количество модификаторов, которое необходимо для измельчения кристаллов. Например, в слитке алюминия таким оптимальным количеством является 0,03—0,05 % Ti, а дальнейшее увеличение содержания титана здесь бесполезно. В металле шва такое содержание титана явно недостаточно и его следует увеличить до 0,07—0,12 %. Дальнейшее увеличение содержания данного модификатора также нецелесообразно или даже вредно, как и в слитке, из-за образования крупных интерметаллидов. Применительно к цирконию его оптимальное содержание в металле шва 0,1—0,2 %.

В отношении модифицирующего действия титана на алюминий известно несколько сотен работ, однако нет еще единого мнения по этому вопросу. По крайней мере, определились две теории: карбидоборидная и перитектическая. Карбидо-боридная теория основана на подобии решеток TiB₂ и TiC, как и других карбидов, боридов, нитри-

дов, имеющих решетку, подобную алюминию. Поэтому при эпитаксиальном росте смещение решетки очень невелико. Совпадение решеток больше для Al_3Ti по сравнению с AlB_2 или TiC [45].

Схема действия титана по перитектической реакции состоит в следующем: при его содержании 0,12—0,15 % образуется соединение Al_3Ti . Необходимо уяснить, какова здесь роль бора, так как для прямого модифицирования при наличии TiB_2 нет оснований. Предполагается, что добавка В имеет двойной эффект: уменьшает растворимость Ti в алюминии и этим сдвигает перитектическую точку в сторону меньшего содержания титана: часть титана в TiB_2 заменяется алюминием, образуя $(TiAl)B_2$. Освобожденный титан реагирует с алюминием, а образующийся Al_3Ti осаждается на частичках TiB_2 . М. В. Мальцев [49] на сплавах, содержащих до 25 % Cu с добавками 0,5 % Ti и 0,5 % Cr показал, что внутри дендритов располагаются иглообразные соединения $AlTi_3$, тогда как частицы Al_7Cr находятся по границам зерен, т. е. не оказывают модифицирующего действия. Это объясняется полным несоответствием структур, в то время как решетка Al_3Ti имеет большое структурное сходство с решеткой твердого раствора алюминия и по параметрам отличается всего лишь на 4,98 %. Для Al_3Zr эта разница составляет 7—8 %, и поэтому эффект модифицирования несколько меньше. Установлено, что Fe , Mn и другие элементы уменьшают растворимость титана в алюминии, поэтому частицы Al_3Ti появляются при значительно меньших концентрациях титана, чем в двойных сплавах $Al—Ti$, и начало модифицирования сдвигается в сторону меньших концентраций титана [43]. В сплавах системы $Al—Cu—Ti$ титан образует тройное соединение $AlTiCu_2$. В сплаве $Al—4\% Cu—0,25\% Ti$ на основе алюминия технической чистоты в составе частиц Al_3Ti обнаружен кремний. В литейном сплаве марки АЛЗМ системы $Al—Si—Cu$ с примесями Mg , Zn и Zr , с добавкой 0,15—0,20 % Ti интерметаллид Al_3Ti содержал 2 % Si , 3,5 % Zr , 0,08 % Zn , 30 % Ti [50]. Таким образом, эффективное количество модификатора может быть различным в зависимости от того, уменьшают легирующие элементы растворимость его в алюминии или связывают в более сложные инактивные интерметаллиды.

Многие исследователи отмечают, что определенное влияние на эффект модифицирования оказывают не только модификаторы первого и второго рода, но и обычные примеси (Fe , Si) и легирующие элементы. Так, кремний — растворимая в расплаве алюминия примесь, не обладающая свойствами поверхностно-активных веществ, — все же способствует определенному изменению структуры. Растворимость кремния в твердом алюминии намного меньше, чем в жидком. Поэтому во время роста кристаллы на поверхности обогащаются кремнием и затрудняют переход атомов алюминия из жидкой в твердую фазу, как и при наличии поверхностно-активных примесей типа натрия, возможно, с определенным запозданием. Это приводит к увеличению энергии активации. Подобного же действия следует ожидать при добавке меди. В практике сварочного производства эффект воздействия кремния и меди наблюдается лишь при содержании выше 3—5 % (по массе) каждого элемента. По другим данным примеси Fe до 0,5 % не ока-

зывают заметного влияния на растворимость Ti в Al и до 0,9 % — в алюминиево-магниевого сплавах [51]. Содержание Fe в первичной твердой фазе Al₃Ti не превышает 0,03 %, Mg — 0,4 %.

О влиянии примесей нельзя строго судить на основании исследования только бинарных сплавов. Например, при содержании в двойном сплаве 0,01—0,05 % Ti в слитке всегда образуются столбчатые кристаллиты, величина которых постепенно уменьшается. В то же время в сплавах с 0,2—0,4 % Fe или с дополнительной добавкой 0,2 % Si введение 0,05 % Ti лишь незначительно измельчает структуру, сохраняя ее столбчатой. Добавка бора в лигатуру Al—Ti способствует образованию алюминидов титана при концентрациях 0,01 % Ti. Максимальная степень модифицирования наблюдается при отношениях концентрации титана к бору 5 : 1. Бор расширяет область первичной кристаллизации алюминидов титана в жидком алюминии. Полагают, что в лигатуре Al + 5 % Ti — 1 % В основной модификатор — алюминид титана, зародышем для которого служит TiB₂. Если содержание бора выше концентрации титана, то эффект модифицирования отсутствует. Влияние других элементов на величину зерна алюминия характеризуют параметрическим коэффициентом $P = M c (1-K)$. Здесь K — коэффициент распределения, M — атомная масса. Параметр $M (1-K)$ для некоторых элементов имеет следующие значения [43]:

Элемент	Ti	Ta	Nb	B	V	Zr	Si	Mg	Fe	Cu	Zn	Mn
$M (1-K)$	200	45	37	15	11	6,8	5,5	4	2,8	2,4	0,8	0,08

Чем выше значение параметра, тем мельче зерно. Однако имеются отклонения от указанной зависимости. Так, для кремния параметр $P = 5,5$, а для железа $P = 2,8$. Но кремний почти не влияет на зерно, тогда как при добавке железа структура алюминия измельчается. Если с увеличением содержания магния зерно измельчается (особенно при содержании его более 4 %), то цинк и кремний не оказывают заметного влияния на структуру. По мнению А. Оно [11], основной причиной измельчения первичных зерен является фактор, обуславливающий возникновение равноосных кристаллов. Так или иначе он связан с ликвацией модифицирующего элемента у основания растущих кристаллитов, обволакиванием их и торможением роста.

В настоящее время остается неясным, как взаимосвязаны между собой химические, кристаллографические и геометрические характеристики подложек для кристаллизации. Известное влияние оказывает размерный фактор, требующий, чтобы отклонение расстояния между атомами интерметаллического соединения и алюминия было минимальным. Этот фактор строго не подтверждается: по-видимому, его роль проявляется в сочетании с другими физико-химическими свойствами подложки. Особо важное значение имеет для измельчения зерна размер интерметаллидов. При каждом определенном размере изоморфных кристаллов наступает момент, когда дальнейшее измельчение зерна больше не зависит от количества вводимых или образующихся в расплаве частиц. При уменьшении размеров интерметаллидов достигаемый «предел» модифицирования сдвигается в область большего содержания модификаторов и соответственно меньшего размера зерна.

Полагают при этом, что одновременное измельчение зерна и внутреннего строения при ускоренном охлаждении отливки происходит до момента достижения предела дисперсности зерна.

Поскольку при повышении скорости охлаждения создают условия для вовлечения в процесс кристаллизации примесей, это приводит к измельчению и размера зерна, и его внутреннего строения. Если же в сплаве нет необходимого количества подобных примесей, то ускоренное его охлаждение приведет только к измельчению внутреннего строения зерна. Из практики литья алюминиевых сплавов известно, что введение вместе с шихтой до 0,2 % Zr приводит к образованию разнo-зернистой структуры. Введение тех же количеств циркония лигатурным прутком, в котором модификатор находится преимущественно в виде интерметаллидов $ZrAl_3$, обеспечивает измельчение структуры. Подобно этому большая степень модифицирования на техническом алюминии наблюдается при введении 0,2 % Zr через присадочную проволоку по сравнению с введением того же количества его в шов при сварке под флюсом, содержащим цирконат калия в результате его восстановления алюминием.

Совместная добавка титана и бора из лигатуры приводит к образованию равноосной структуры. Влияние добавок титана и железа в отдельности и совместно на размер зерна в сплавах Al—Mn в пределах 0,4—1,6 % Mn таково: марганец практически не огрубляет зерно алюминия марки А99. Введение в указанные сплавы 0,04 % Ti почти не сказывается на размере зерен. Но прибавка 0,3 % Fe заметно огрубляет структуру с ростом содержания марганца. Полагают, что это связано с тем, что железо входит в состав тройного интерметаллида Al—Mn—Fe. В то же время совместная добавка 0,3 % Fe и 0,04 % Ti резко изменяет зерно. Объясняется это уменьшением растворимости титана в алюминии при наличии железа и преимущественным образованием упомянутых тройных соединений вместо соединений типа Al—Ti—Mn, когда в сплаве нет железа. Влияние железа проявляется при совместных добавках титана или бора. Железо одновременно легирует интерметаллид Al_3Ti , что отрицательно сказывается на модифицирующей его способности. Но одновременное увеличение количества образующихся при затвердевании сплава интерметаллидных частиц усиливает общий модифицирующий эффект. Следовательно, на измельчение зерна заметно влияет уменьшение растворимости модифицирующих элементов в присутствии небольших добавок железа, бора и других примесей.

Таким образом, можно сформулировать следующие требования к модификаторам: температура плавления выше точки плавления алюминия; достаточная устойчивость в расплаве алюминия при высоких температурах; структурное и размерное соответствие решеток добавки и алюминия; наличие одной или нескольких плоскостей зародыша, сходных по строению с модифицируемым материалом; образование достаточно сильных адсорбционных связей с атомами модифицируемого расплава; способность модифицировать при малых концентрациях и низких переохлаждениях. Следует отметить, что выполнение одновременно всех упомянутых требований не обязательно.

1. Макроструктура швов сварных соединений различного класса алюминиевых сплавов

Размеры ванны и, следовательно, габариты шва при прочих равных условиях зависят от толщины свариваемого металла и режима сварки. С целью увеличения производительности для технического алюминия, как известно, способ и режим подбирают таким образом, чтобы соединение получилось за один или минимальное число проходов. По мере увеличения концентрации энергии в источнике нагрева процессы сварки плавлением технического алюминия можно расположить в такой последовательности: электрошлаковая плавящимся и неплавящимся электродами, электродуговая покрытым и угольным электродами, дуговая плавящимся и неплавящимся электродами и в среде инертных газов, электронно-лучевая. При сварке металла равной толщины в той же последовательности уменьшаются габариты (поперечное сечение) шва. Типичная макроструктура металла шва в случае сварки плавящимся электродом по слою флюса на техническом алюминии (вид сверху) показана на рис. 36, а, соответствующая макроструктура поперечного сечения шва — на рис. 36, б. Из сопоставления с картиной для аустенитной стали видно, что на алюминии размеры столбчатых кристаллитов получаются больше. Это, по-видимому, объясняется особенностями плавления, кристаллизации и чистотой применяемых металлов. Обнаруживается пропорциональная зависимость между размером ванны и сечением кристаллитов. Замечено также, что сечение кристаллитов тем больше, чем меньше примесей в свариваемом металле, и прежде всего Fe и Si, оказывающих модифицирующее влияние на шов. При анализе характера расположения кристаллов в металле шва в зависимости от чистоты металла и скорости процесса помимо обычной текстуры, направленной от периферии к центру, для многих марок алюминия и сплавов на его основе можно заметить еще два интересных образования: центральный кристаллит или конгломерат из нескольких кристаллов и веерный кристаллит. Центральный кристаллит обнаруживается при относительно малой скорости сварки (до 12 м/ч), веерный выявляется при большей скорости. При переходе от технически чистого алюминия к сплавам границы образования центрального и веерного кристаллитов смещаются в сторону более низких скоростей сварки. При очень больших скоростях центральный кристаллит также исчезает.

Стремление снизить поперечное сечение шва определяется не только желанием уменьшить вероятность металлургических дефектов,

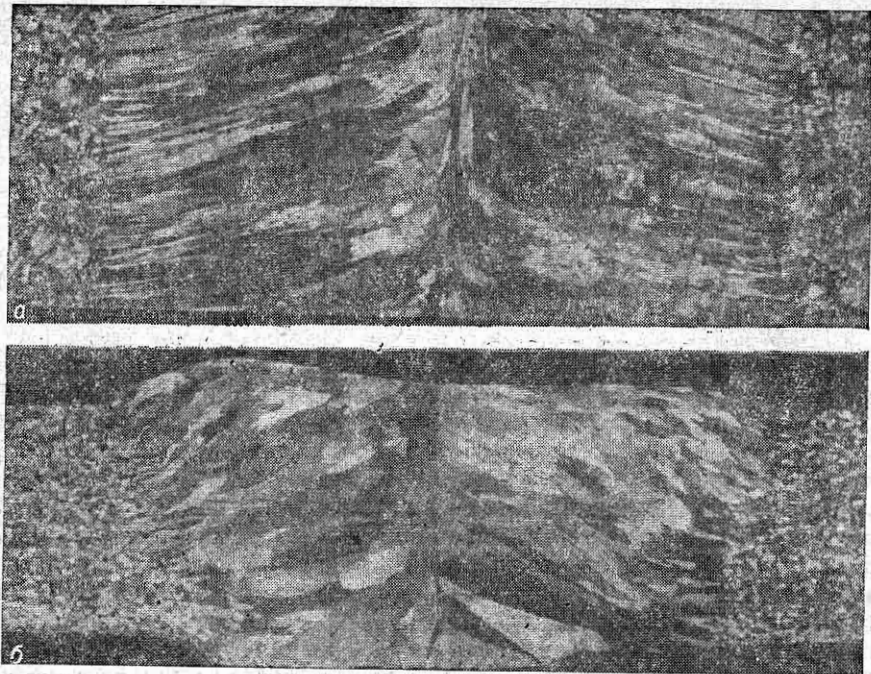


Рис. 36. Макроструктура сварного соединения при сварке по флюсу технического алюминия толщиной 10 мм:
а — вид сверху; *б* — поперечное сечение.

но и целесообразностью уменьшить значения поперечных и продольных деформаций. Что касается механических свойств сварных соединений, то при сварке технического алюминия показатели прочности σ_b и текучести $\sigma_{0,2}$ сварного соединения в отсутствие дефектов не опускаются ниже 0,9 соответствующих значений для основного металла в отожженном состоянии. Труднее получать равнопрочные с основным металлом соединения на термически неупрочняемых и особенно упрочняемых сплавах.

Наиболее крупные кристаллиты выявляются в металле шва на техническом алюминии, мельче на сплаве АМц и слабо различимы на сплаве АМгЗ. На техническом алюминии и сплаве АМц наиболее строгая направленность кристаллитов вдоль линии теплоотвода заметна в слое, прилегающем к линии сплавления.

На рис. 37 приведена макроструктура сварных швов (поперечное сечение) на некоторых сплавах. Первый шов получен аргонодуговым способом неплавящимся электродом на алюминии марки А99 толщиной 5 мм без присадочной проволоки. На рис. 37, *б* и *в* представлены подобные швы на сплавах 1201 и АМг5. В первом случае четко выявляются направленные строго к центру шва столбчатые кристаллиты относительно большого сечения. Наличие эпитаксиального характера возникновения кристаллитов прослеживается в особенности

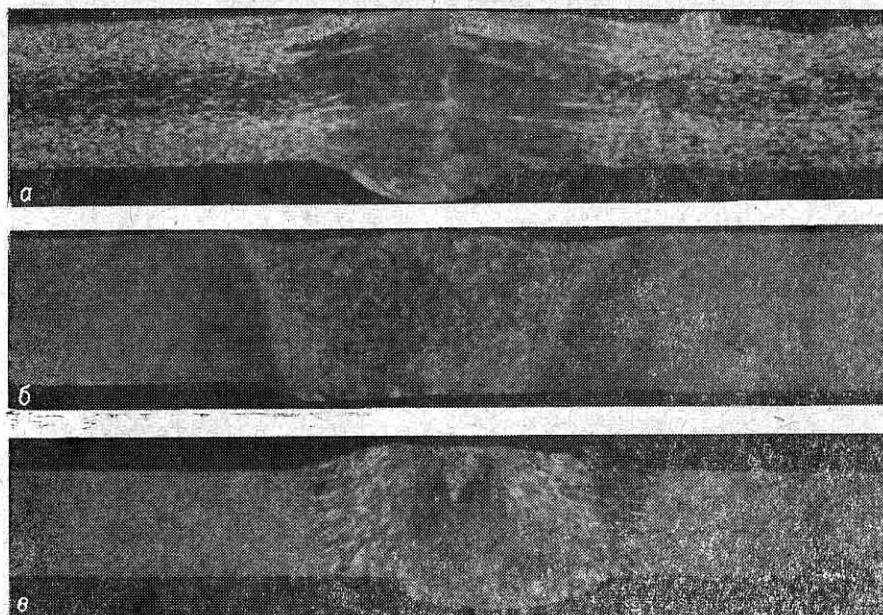


Рис. 37. Макроструктура сварных соединений при АДС неплавящимся электродом алюминия марки А99 (а), сплава 1201 (б) и АМг5 (в).

в средней части шва, которая наследует наименее обжатую часть основного металла. На сплаве АМг5 шов имеет менее регулярное строение. Эпитаксиальный характер образования (роста) выявляется на краях шва, а сами по себе кристаллиты намного крупнее, чем в термобработанном, деформированном основном металле. Относительно мелкозернистая область металла шва, прилегающая к основному металлу — сплаву 1201 — видна на рис. 37, б. Шов в целом имеет равноосную структуру, существенно отличающуюся от таковой для свариваемого материала.

Четкое влияние химического состава металла шва на его макростроение можно выявить не только при аргонодуговой сварке наплавляющимся электродом, но при других методах на одной и той же подложке основного металла. Например, на рис. 38 сопоставлены макроструктуры швов, полученных автоматической сваркой плавящимся электродом алюминия марки А99. На рис. 38, а шов получен с присадочной проволокой той же марки. Для получения швов (рис. 38, б и в) использована присадочная проволока, содержащая 1, 2 и 5 % соответственно Сг или Zr. Особенно резкое подавление столбчатого строения видно при использовании проволоки с относительно большим содержанием циркония. Наличие эпитаксиального характера роста кристаллитов от оплавленных зерен основного металла в металле шва в этом случае практически не выявляется.

На техническом алюминии характер столбчатого строения металла шва практически не меняется в зависимости от толщины металла

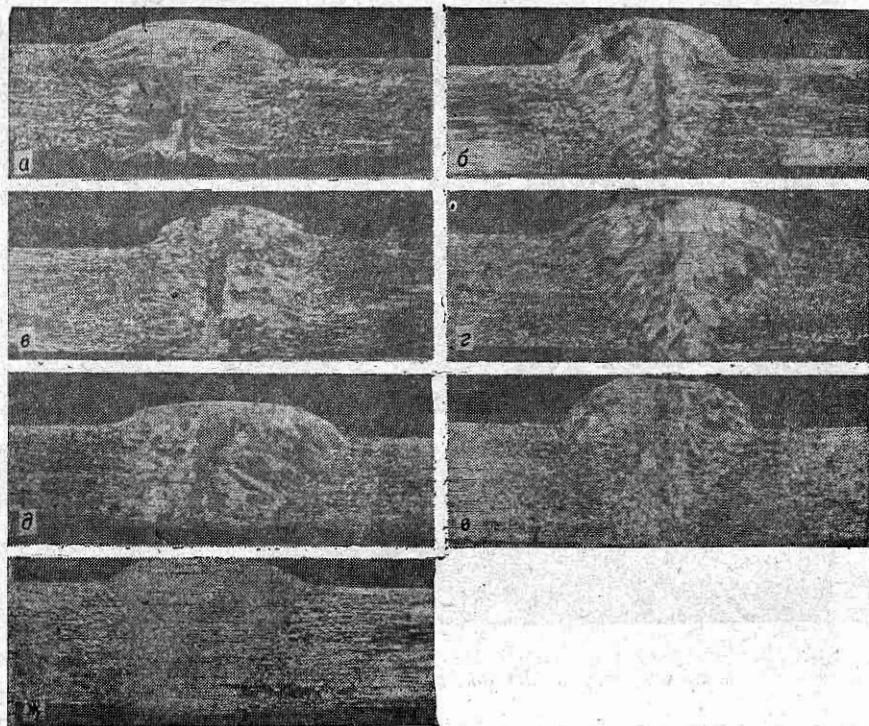


Рис. 38. Макроструктура сварных соединений алюминия А99 при АДС плавящимся электродом различными проволоками:

а — присадка АДО; б, в, г — 1; 2; 5 % Cr; д, е, ж — 1; 2; 5 % Zr.

(рис. 39). Другой пример столбчатого строения можно увидеть на техническом алюминии в случае ЭШС. На рис. 40 показано соединение металла толщиной 56 мм с пакетом из тонких листов той же толщины. Эпитаксиальную картину образования кристаллитов можно заметить вблизи основного металла, особенно со стороны плиты в центре почти на половину толщины шва. Следует заметить, что при дуговой сварке эпитаксиальный характер образования кристаллитов шва проявляется в меньшей степени, чем при ЭШС.

Упомянутое выше слоистое строение шва на алюминии почти не обнаруживается. Такое строение легче выявить на сплаве, например, 1201. Слоистость здесь видна невооруженным глазом.

2. Микроструктура швов сварных соединений алюминиевых сплавов

Тонкое строение, как и макроструктура металла шва, зависит от скорости кристаллизации и состава свариваемого сплава. В микроструктуре металла шва на техническом алюминии можно выделить мелкодисперсные включения Al_3Fe (при очень малом содержании Si),

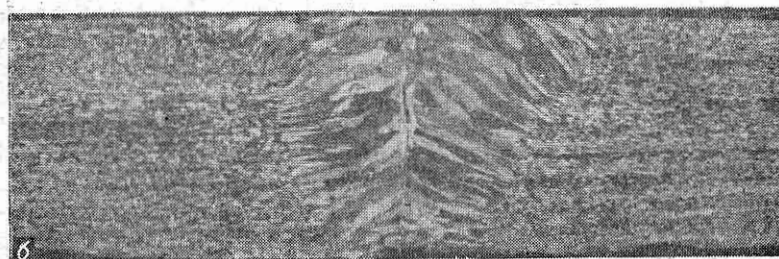


Рис. 39. Макроструктура сварных соединений при АДС плавящимся электродом алюминия различной толщины: *a* — *c* = 35 мм; *b* — 25 мм; *c* — 6 мм.

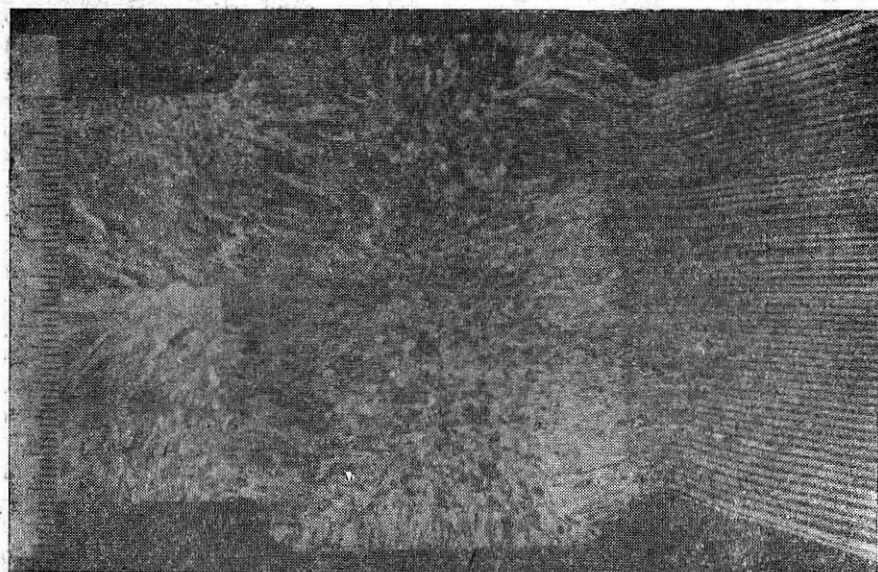


Рис. 40. Макроструктура сварного соединения при ЭШС шинпровода с пакетом тонких листов той же толщины «суммарно» из алюминия А7.

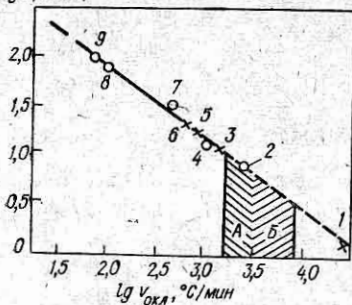
$lg d, \text{мкм}$ 

Рис. 41. Зависимость размера дендритной ячейки (или дендритного параметра) от скорости охлаждения при кристаллизации:

2, 4, 7, 8 и 9 — экспериментальные точки, соответствующие скоростям охлаждения 2270, 1000, 400, 100 и 75 °C/мин; 3, 5, 6 — точки для слитков полунепрерывного литья диаметром 92, 174 и 370 мм, скорости охлаждения соответственно 1300, 900 и 560 °C/мин; 1 — сложившиеся капли расплава между медными полированной пластинами; А и Б — области скоростей охлаждения металла в швах соответственно при АДС и ЭЛС [52].

изменения размеров дендритной ячейки (дендритного параметра) аналогичен изменению размера зерна (рис. 41). Размер ячейки уменьшается при переходе от АДС к ЭЛС, что связано с увеличением скорости охлаждения при кристаллизации от 2400 до 6000 °C/мин. Кроме того при ЭЛС более четко выявляются слои кристаллизации. Во всех швах ЭЛС размер дендритной ячейки в слоях (примерно 6 мкм) в среднем в 2 раза больше, чем между ними (примерно 3 мкм), что соответствует расчетной скорости охлаждения при кристаллизации соответственно 1700 и 7000 °C/мин. Расстояние между слоями кристаллизации изменяется в пределах от 75 до 175 мкм. Различие в размерах дендритной ячейки при АДС выражено менее отчетливо. Скорости охлаждения при этом изменяются в пределах 1400—2400 °C/мин. Субструктура шва АДС и ЭЛС сходна. Дендритная ячейка заполнена дислокациями различной формы. При подходе к границе дендритной ячейки наблюдаются выделения β -фазы эвтектического происхождения. В областях, непосредственно примыкающих к границе дендритной ячейки, наблюдаются мелкие выделения размером 0,2—0,3 мкм, по-видимому, железомарганцовистой фазы типа $Al_6(MnFe)$. Такого рода выделения в основном металле в 10—100 раз крупнее. В результате термических напряжений в отдельных ячейках наблюдаются полосы с повышенной плотностью дислокаций, которые вытянуты в направлении [011] и состоят главным образом из дислокационных диполей. Обнаружены следующие различия в структуре швов АДС и ЭЛС: область твердого раствора, находящегося между границами дендритных ячеек, при ЭЛС не содержит субграниц, в то время как в случае АДС в области денд-

которые переходят в частицы α (Al—Fe—Si) по мере увеличения содержания кремния. В зависимости от содержания и соотношения железа и кремния, а также условий кристаллизации фазовые составляющие располагаются в виде отдельных включений или эвтектических прослоек по границам зерен. На сплаве АМц эти элементы образуют более сложные выделения $Al_6(MnFe)$. Особенности структуры проследим на алюминиево-магниевом сплаве АМг6 для АДС и ЭЛС. Использовался металл толщиной 6 мм [52]. Режим однопроводной АДС: $U = 22$ В, $T = 220 \dots 240$ А, $V_{св}$ 17 и 20 м/ч, скорость подачи проволоки диаметром 2 мм — 30—50 м/ч; ЭЛС: $U_{уск} = 60$ кВ, $v_{св} = 60$ м/ч, I 25 и 35 мА и соответственно заглубление фокуса на 2/3 толщины и на 10—15 мм ниже верхней плоскости листа.

Для исследованных параметров сварки установлено, что характер

ритной ячейки наблюдается субзеренная структура. В случае АДС дислокации в полосах повышенной плотности имеют более «равновесный» характер. Плотность дислокаций, как и при ЭЛС, находится в пределах $(2...3) \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. Углы разориентировок на границах дендритных ячеек в обоих случаях лежат в интервале $1-30^\circ$. Принято считать, что угол разориентировки для малоугловых границ не превышает 10° .

Измерение концентрации магния проводилось на половине толщины сварного соединения в его центральной части. Градиент концентрации вычислен по формуле

$$\nabla c = (c_r - c_0)/0,5d_{\text{ср}}, \quad (\text{III.1})$$

где c_r — концентрация магния на границе дендритной ячейки; c_0 — минимальная концентрация магния, равная концентрации равновесного солидуса при температуре начала кристаллизации; $d_{\text{ср}}$ — средний размер дендритной ячейки. Градиент концентрации для ЭЛС в 2,5 раза выше, чем для АДС. Зональная ликвация и выгорание магния в шве не обнаружены.

Особенности микроструктуры металла шва на сплаве 1201 состоят в следующем. Шов представляет собой твердый раствор и мелкодисперсные выделения Al_2Cu вырожденной эвтектики типа $\alpha + \text{Al}_2\text{Cu}$ и более сложные фазы, содержащие Mn, Fe, Si. Он имеет типичную для литого состояния при сварке ячеисто-дендритную с переходом в дендритную структуру с высокой плотностью и дисперсностью выделения частиц и упрочняющих фаз. В металле шва иногда обнаруживаются отдельные мелкие микрорыхлоты, расположенные в местах выделения избыточных фаз. Резкое отличие по форме и направленности кристаллов выявляется на швах, полученных при сварке образца сплава 1201 $b = 6$ мм со скоростью 10 м/ч. Непосредственно вблизи границы сплавления структура мелкокристаллическая. Затем формируется структура боковых кристаллов, ориентированных в основном по нормали к изотерме плавления. Вдоль оси шва практически по всей длине образуется центральный кристаллит шириной 1—4 мм при ширине шва 8—10 мм. Форма границы встречи его с боковыми кристаллами может быть очень разнообразной: от прямолинейной до волнообразной, зубчатой или практически неразличимой, представляющей собой плавный переход от одной формы кристаллов к другой. В структуре швов можно наблюдать участки, где зона боковых кристаллов отделяется от центральных протяженным дендритом, участки с глубоким внедрением отдельных центральных кристаллов в зону боковых и наоборот, когда отдельные боковые кристаллы пересекают на значительном расстоянии область центральных. При сварке со скоростью 30 м/ч некоторые признаки формирования центрального кристаллита наблюдаются только в отдельных участках. Увеличение скорости сварки до 50 м/ч полностью исключает появление центрального кристаллита и способствует получению более однородной и мелкокристаллической структуры швы.

Для оценки качества различных структурных зон шва при испытании на ударную вязкость использовали стыки, полученные при ско-

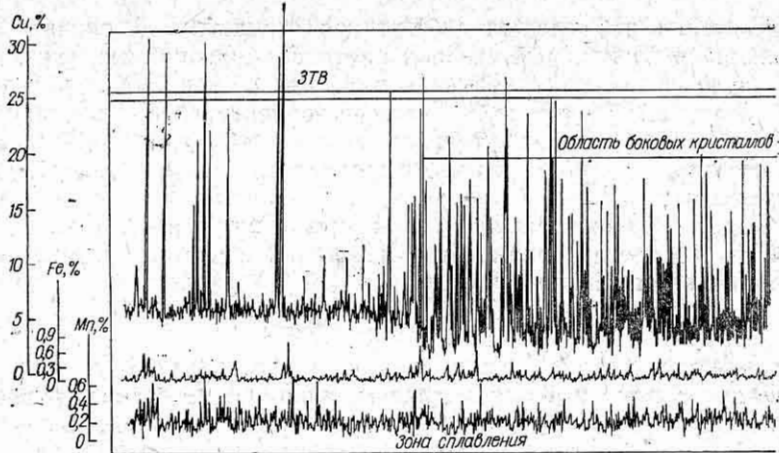
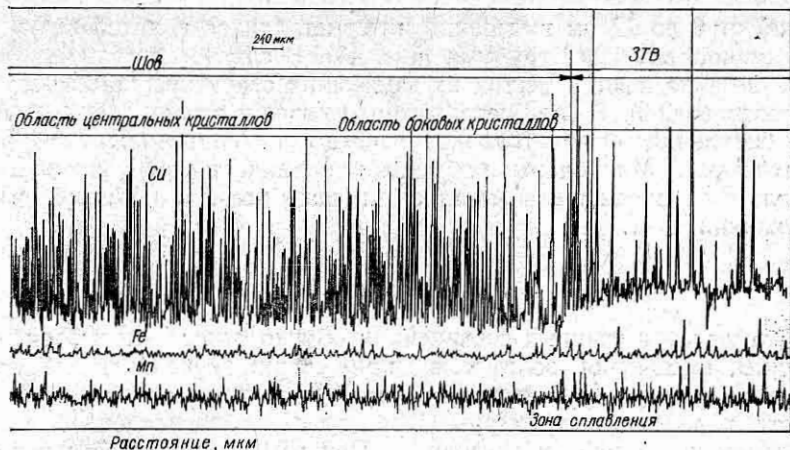


Рис. 42. Диаграмма распределения меди, железа и марганца в сварном

рости сварки 10 м/ч с надрезом посередине центрального кристаллита, по зоне его соединения с боковыми кристаллами, по боковым кристаллам и по зоне сплавления шва с основным металлом. Для различных зон шва ударная вязкость практически одинакова и составляет 16—17 Дж/см², несколько ниже для зоны сплавления — 12 Дж/см². При механических испытаниях все соединения независимо от скорости сварки разрушились по шву под углом 45°. Для соединений, в которых нет центрального кристаллита, разрушение начинается от зоны сплавления на одной поверхности до зоны сплавления или близко от нее на другой. При наличии центрального кристаллита в большинстве образцов наблюдалось разрушение от зоны встречи центрального кристаллита с боковыми на одной поверхности и по центральному кристаллиту — с другой или по такому же типу, как и в случае отсутствия центрального кристалла. Более высокие значения прочности 270—360 МПа наблюдались для соединений, которые получены при сварке со скоростью 50 м/ч (при скорости сварки 10 м/ч $\sigma_b = 240 \dots 260$ МПа). Следует также отметить, что с увеличением скорости сварки от 10 м/ч до 30 и 50 м/ч ЗТВ уменьшается от 45—40 до соответственно 32 и 26—25 мм.

При металлографическом анализе не обнаружено каких-либо существенных отличий в распределении фазовых составляющих в различных зонах шва. Граница встречи боковых и центральных кристаллов практически ничем не отличается от любой другой границы в зоне боковых и центральных кристаллов. Обогащения или обеднения на границе встречи боковых и центральных кристаллов не выявлены.

Анализ диаграмм распределения меди, железа в шве при сварке со скоростью 10 м/ч позволяет сделать вывод, что химическая и структурная неоднородности в области боковых и центральных кристаллов также одинаковы (см. рис. 42). В ЗТВ фиксируются высокие и широкие



соединении, при ГДС сплава 1201, $b=12$ мм, $v_{св}=10$ м/ч.

пики, соответствующие более грубым включениям фаз, чем в шве, где пики более низкие и частые, свидетельствующие о дисперсности и равномерности распределения фазовых составляющих.

Повышенная концентрация меди в отдельных включениях в ЗТВ является следствием образования отдельных включений или прослоек эвтектики. Содержание меди в твердом растворе колеблется в пределах 2,7—3 % для сварных соединений, полученных со скоростью сварки 10 и 30 м/ч, и 2,6—3,4 % для скорости сварки 50 м/ч.

Основными элементами микроструктуры металла шва на сплаве 1420 являются зерна или кристаллы твердого раствора легирующих элементов (Mg, Li) в алюминии и выделения интерметаллидных фаз. С увеличением толщины свариваемых заготовок (при однократной

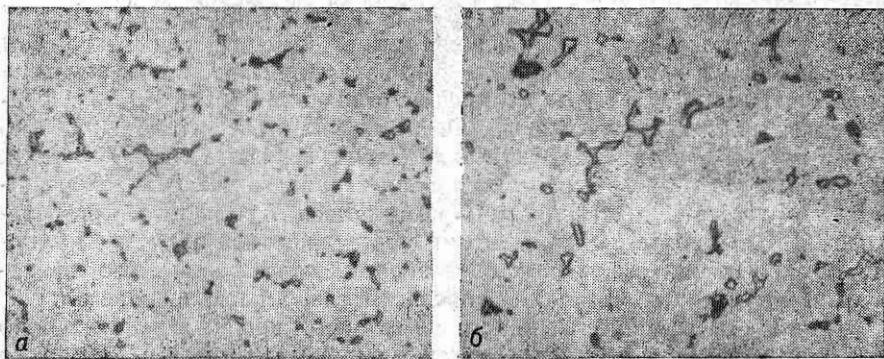


Рис. 43. Микроструктура сварного соединения при АДС неплавящимся электродом сплава 1420 ($\times 400$):
 $a - b = 6$ мм; $b - b = 12$ мм.

сварке) от 6 до 12 мм выделения интерметаллидов в литой структуре швов становятся более грубыми (рис. 43). В случае повторного переплава металла швов в местах их замыкания структура становится более неоднородной. В зоне перекрытия первого и второго валиков имеются скопления интерметаллидов. Иногда они сопровождаются микрорыхлотами. Микropopы наблюдаются лишь в зоне сплавления металла шва с основным металлом и чаще всего в корневой части и усилении шва.

3. Дефекты

К дефектам в сварных соединениях обычно относят поры, оксиды, трещины, включения вольфрама (при сварке неплавящимся электродом). Крупные грубые включения интерметаллидов также можно отнести к дефектам структуры. Пористость по происхождению подразделяют на газовую и усадочную. При газовой пористости условно различают «мелкие» и «крупные» поры. Крупные поры легко обнаруживаются при рентгеновском просвечивании. Однако при этом выявляются поры размером не менее 2 % толщины листа, т. е. для металла $b = 10$ мм обнаруживаются поры величиной 0,2 мм. Между тем в отдельных случаях могут быть более мелкие поры, отрицательное действие которых усиливается при их сосредоточении в зоне сплавления. В то же время скопления мелких пор в усилении шва относительно безопасно, так как практически не отражается на механических свойствах сварного соединения или его герметичности. Размеры мелких пор зачастую соизмеримы с величиной обособленных металлических или неметаллических включений, что затрудняет их идентификацию. Для обнаружения мелких пор шлифы сварных соединений подвергают поочередно механической и электролитической полировке по методикам, описанным в приложении. Поры на нетравленных шлифах обнаруживаются при 2—10-кратном увеличении (рис. 44) [73].

Расположение мелких пор относительно фазовых составляющих обнаруживается на слабо электролитически травленных шлифах и наблюдается при увеличениях 100—300. В сплавах АМг6, 1201 и других включения фаз светло-серые, а поры темные (рис. 45). При изучении шлифов можно выявить округлые поры, сконцентрированные по зоне сплавления (рис. 45, а), по слоям кристаллизации (рис. 45, б), в усилении шва и напльвах (рис. 45, в), ЗТВ (рис. 45, г) и рассеянные по всему шву. Поры по слоям кристаллизации расположены в участках мелкого зерна и повышенного содержания примесей, т. е. в тех участках, где скорость кристаллизации замедлялась. Кроме того, при перегреве ЗТВ в процессе сварки может обнаруживаться пористость в виде отдельных или строчечных образований, обычно не строго сферической формы, как в металле, предварительно расплавленном.

Наряду со сферическими порами газового происхождения можно различить усадочные микрорыхлоты неправильной формы, близкие к микротрещинам. Кроме пор, сосредоточенных в зоне сплавления, нежелательным дефектом являются поры в корне шва. При частичном удалении корня шва на поверхности остаются вскрытые дефекты,

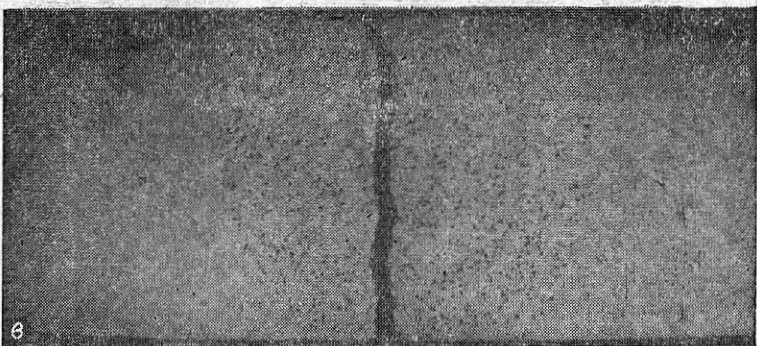
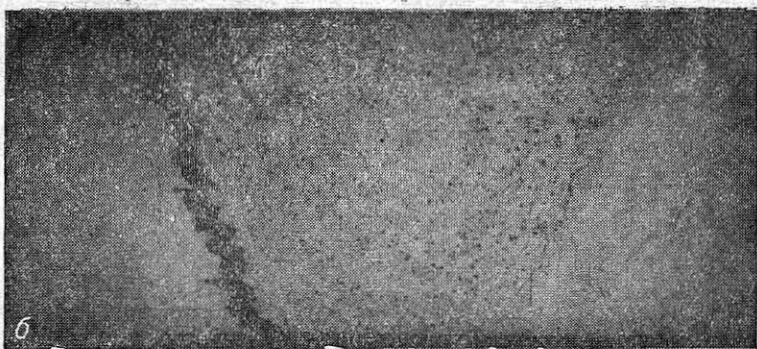


Рис. 44. Поры в сварных соединениях при АДС плавящимся электродом сплава АМгб (а) и неплавящимся электродом сплава 1201 (образцы разрушены при механических испытаниях) (б и в).

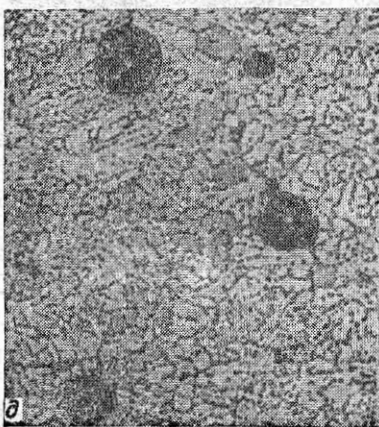
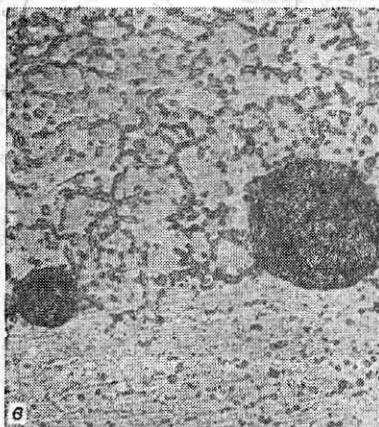
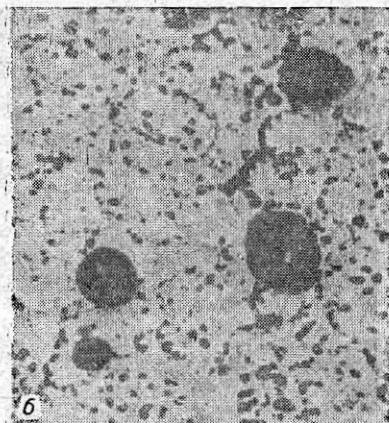
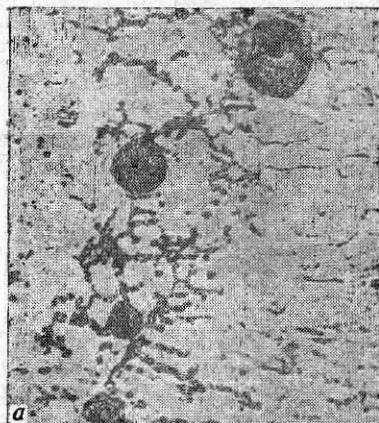


Рис. 45. Микропористость сварных соединений:

a — в зоне сплавления, сплав 1915 ($\times 200$); *б* — по слоям кристаллизации, сплав АМг6 (-200); *в* — в наплывах металла шва на основной металл, сплава АМг6 ($\times 200$); *г* — в ЗТВ, сплава 1201 ($\times 600$); *д* — в шве, сплава 1201 ($\times 200$).

которые служат очагами концентрации напряжений и причиной разрушения соединения при нагрузке и в коррозионной среде. К сосредоточенной пористости следует отнести также скопления пор, которые обнаруживаются вместе с оксидной пленкой вокруг внедренного в металл шва плакирующего слоя алюминия, не полностью удаленного с поверхности соединяемого сплава (рис. 46). Более высокая температура плавления и наличие гидратированной оксидной пленки вызывает появление вблизи нее пор. Околошовная пористость может наблюдаться как у сплавов систем Al—Mg, Al—Zu—Mg, так и у сплавов системы Al—Cu—Mn.

Толщина несплошностей, содержащих оксидные включения, обычно составляет от $6 \cdot 10^{-4}$ до $2 \cdot 10^{-2}$ мм. Из-за малой толщины возможность их выявления во многом зависит от характера расположения в металле шва. Существующие методы выявления делят на две группы: без разрушения сварного соединения и с разрушением. К первой группе относится визуальный осмотр поверхности шва при небольшом увеличении (4—10) после механической зачистки или с последующим

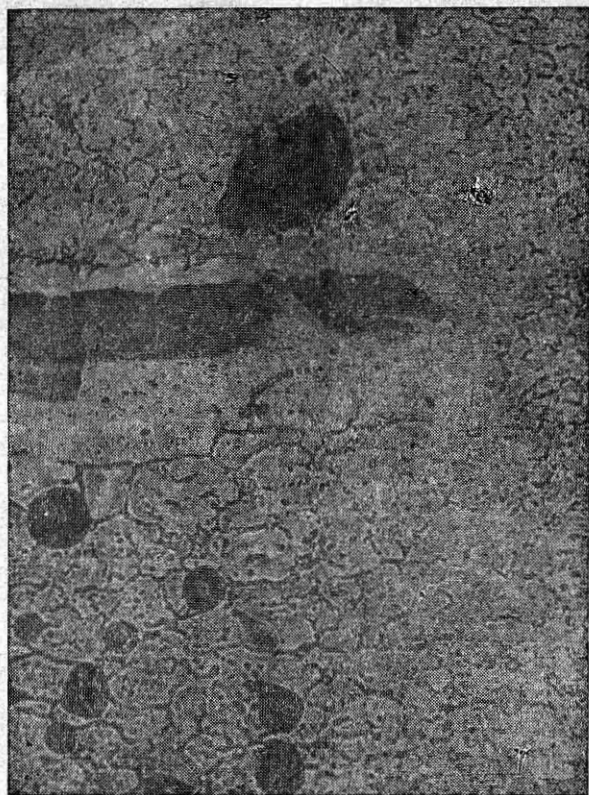


Рис. 46. Пористость вокруг плакирующего слоя, несплавившегося в металле шва ($\times 150$).

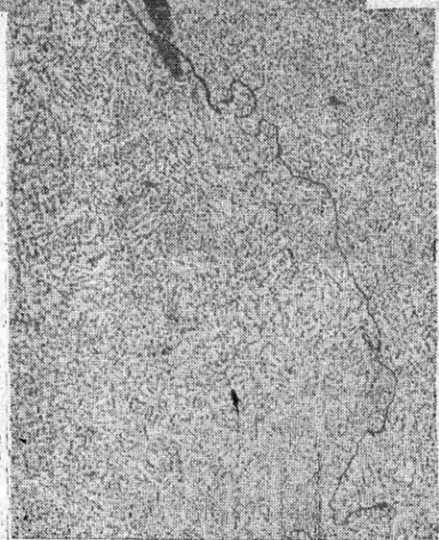
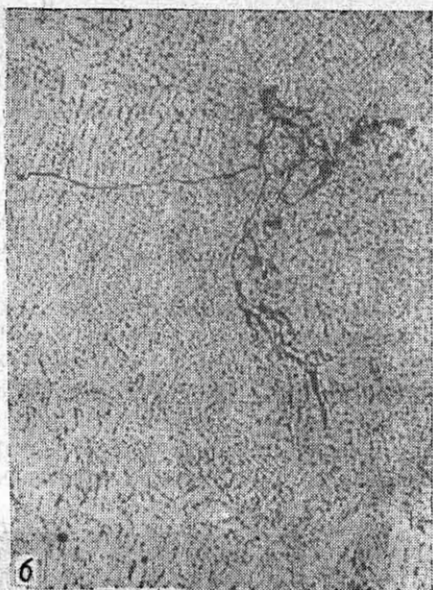


Рис. 47. Разновидности оксидных плен в шве при АДС неплавящимся электродом сплава АМг6 ($\times 150$)

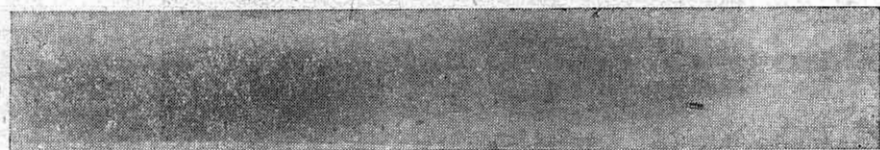


Рис. 48. Рентгенограмма сварного соединения, содержащего дефекты (негативное изображение).

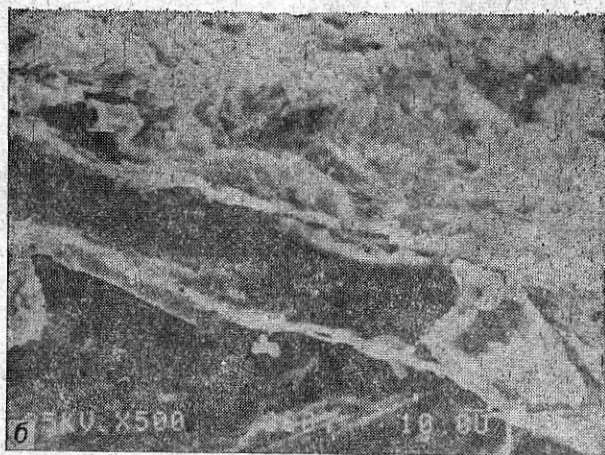
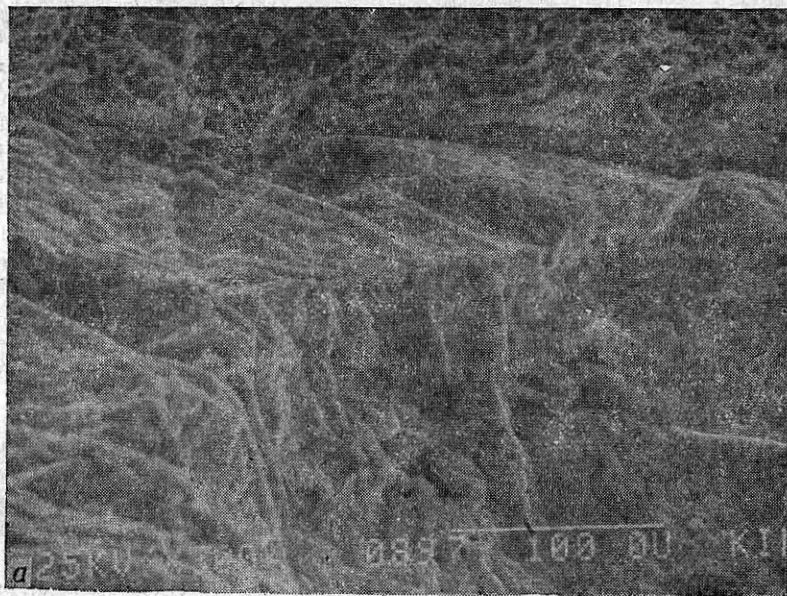


Рис. 49. Фрактограммы поверхности разрушения в области залегания оксидных плен в металле шва (X500):
 а — светло-серого цвета; б — черного цвета.

химическим травлением в 10 %-ном растворе щелочи; радиографический и акустический методы; ко второй — механические испытания и металлографический анализ шлифов и изломов.

На рис. 47 приведены разновидности оксидных плен, выявленных при сварке сплава АМгб после снятия усиления с обратной стороны шва и химического травления. Плены четко расположены вдоль оси шва. Радиографический метод основан на просвечивании испытуемого узла с помощью мягкого рентгеновского излучения. Реже использует-

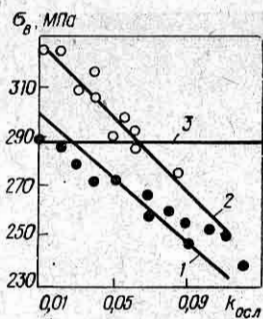


Рис. 50. Зависимость временного сопротивления от площади оксидных плен:

1 — открытый дефект; 2 — закрытый дефект [67]; 3 — $k = 0,9$.

ся γ -излучение. Оксидная пленка, располагающаяся в плоскости рентгеновского луча, фиксируется на экране или рентгеновском снимке (рис. 48). В случае, когда оксидные пленки оказываются под углом к плоскости рентгеновских лучей, изображения их на рентгеновском снимке становятся слабо заметными или полностью исчезают. Во многих случаях они выявляются лишь на поперечных макрошлифах или при разрушении металла шва. При анализе микроструктуры сварных соединений

являются лишь на поперечных макрошлифах или при разрушении металла шва. При анализе микроструктуры сварных соединений

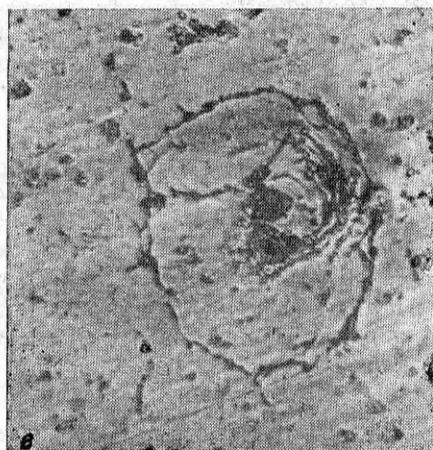
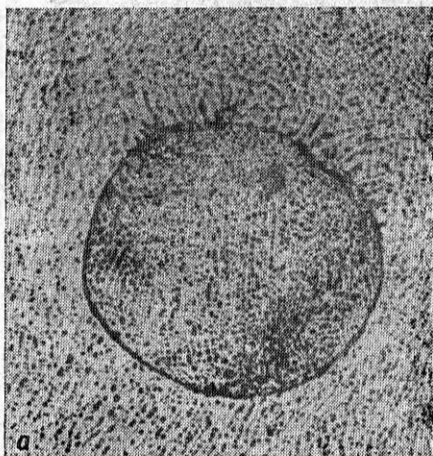


Рис. 51. Микроструктура металла шва при АДС плавящимся электродом по месту оксидных плен:

а, б — $\times 150$; в, г — $\times 600$.

могут быть определены не только наличие, но и форма расположения оксидных плен в металле шва. При этом форма оксидных включений может быть различной: от протяженной волосовидной до закрученной сосредоточенной, неопределенной. По месту залегания оксидных плен обнаруживаются и другие несплошности, такие, как раковины, поры, размеры которых на 3—4 порядка больше, чем толщина плены.

Опыт показывает, что оксидные включения располагаются преимущественно в корневой части шва. Путем сопоставления результатов фрактографического и металлографического анализов шлифов установлено, что цвет оксидных плен изменяется от светло-серого до черного в зависимости от толщины. Светло-серые плены имеют наименьшую толщину, под их поверхностью четко просматриваются фрагменты структуры металла шва (рис. 49). Черные плены имеют большую толщину, повышенную плотность и хрупкость. В структуре такой плены и наблюдаются микротрещины. Чаще всего на поверхности изломов встречаются плены смешанного типа, что, по-видимому, связано с переменной толщиной оксидных включений.

При наличии оксидной плены показатели прочности снижаются (рис. 50). Более резкое снижение прочности наблюдается в случае дефекта, выходящего на поверхность. При сопоставлении показателей прочности сварных соединений, содержащих плену и без нее, видно, что она частично является концентратором напряжения.

Рассмотренные выше оксидные плены присущи швам, полученным при АДС неплавящимся электродом. При сварке плавящимся электродом форма и размеры оксидных плен обусловлены характером переноса металла и имеют замкнутую форму, окаймляющую каплю электродного металла со своей собственной структурой, полностью или частично не связанной с остальной массой металла шва (рис. 51).

СТРУКТУРА ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЫ

1. Зона термического влияния при сварке сплава АМг6

Как известно, структура в любой точке ЗТВ является функцией двух переменных: исходной структуры основного металла и термического цикла сварки. Микроструктура основного металла свариваемых пластин может быть различной в зависимости от предшествующей термообработки. Температура в какой-либо точке ЗТВ изменяется как функция режима процесса или расстояния от границы сплавления, где она соизмерима с температурой солидуса. Термический цикл, которому подвергается данная точка околошовной зоны, характеризуется относительно быстрым нагревом, за которым следует более медленное охлаждение. Из-за кратковременности процесса сварки степень изменения микроструктуры в значительной мере зависит от кинетики фазовых превращений. Протекание тех или иных превращений зависит от максимально достигаемой температуры, а также от промежутка времени нахождения в соответствующем температурном интервале. Эти процессы различны для термически неупрочняемых и упрочняемых сплавов. Типичным термически неупрочняемым материалом является алюминий-магний-магний сплав АМг6, который применяется обычно в трех различных исходных состояниях: отожженный (М), нагартованный (Н) и нагартованный повышенной прочности (НПП).

Отожженный сплав АМг6М. Независимо от степени нагартовки в ЗТВ образуется участок плавления, соединяющий металл шва с нерасплавленным основным металлом. Зона сплавления при ЭЛС составляет 150—200 мкм в нижней части шва и 250—300 мкм в его верхней части. При АДС этот участок в несколько раз больше: вверху он составляет 1000—1200 мкм, внизу — 700—1000 мкм [52].

Основной особенностью ЗС является наличие перегрева. Условно различаем три уровня перегрева: сильный — почти все границы утолщены и тройные стыки оплавлены; средний — единичные утолщенные границы, стыки оплавлены; слабый — наблюдается полиэдрическая структура. Для АДС характерны все три стадии перегрева, последовательно переходящие одна в другую, в то время как зона сплавления при ЭЛС может быть охарактеризована как область со слабым перегревом.

Непосредственно к ЗС примыкает участок рекристаллизации. При ЭЛС протяженность данного участка составляет 80—250 мкм, при АДС

он изменяется в пределах 600—1000 мкм. При АДС и ЭЛС существенная миграция границ зерен наблюдается только в зоне сплавления. Такого рода миграция сопровождается ростом зерен и заметна при сварке плавящимся электродом или в других процессах с большой погонной энергией и более мощным термическим воздействием на свариваемый металл. При ЭЛС можно обнаружить смещение единичных границ и образование выступов, что свидетельствует о начальной стадии рекристаллизации, в то время как при АДС происходит далеко зашедшая собирательная рекристаллизация. С целью уяснения характера изменения структуры в ЗС проводили кратковременные нагревы горячекатаного сплава до температуры ниже и выше температуры солидуса в течение 3 мин при 400, 540 и 585 °С с последующим охлаждением на воздухе. Опыты показали, что охлаждение сплава от этих температур не приводит к заметному распаду твердого раствора магния в алюминии, а нагрев и охлаждение способствуют изменению субструктуры зерна. Оплавление границ наблюдалось только при температуре 585 °С. Последующее исследование зоны сплавления при ЭЛС и АДС подтвердило эти выводы. Полностью исчезает субзеренная структура внутри зерна, но плотность дислокаций становится выше, чем в зернах горячекатаного листа.

Термические напряжения, возникающие в процессе охлаждения, настолько высоки, что приводят к дополнительному изменению структуры, которое не происходит при кратковременных нагревах. Кроме того в начале участка сплавления полностью исчезают марганцовистые выделения, присутствующие в горячекатаном состоянии. В зоне, где температурное влияние менее значительно, наблюдается структура, присущая деформированному металлу. Для оплавленных границ при АДС характерен провал концентрации магния вблизи утолщенной границы, в то время как при ЭЛС провалов нет. Заметим, что при АДС наличие провалов резко увеличивает градиент концентрации магния вблизи оплавленной границы, чем объясняются пониженные коррозионные свойства соединений при этом виде сварки. Ширина зоны переменной концентрации магния для АДС в 3—4 раза больше, чем для ЭЛС. Отсутствие провала концентрации может быть объяснено тем, что здесь наблюдается начальная стадия оплавления только избыточной β -фазы с незначительным оплавлением самого твердого раствора. При переходе от АДС к ЭЛС уменьшаются размеры дендритной ячейки, зерна, зоны сплавления и зоны рекристаллизации и улучшаются коррозионные свойства, практически не изменяется временное сопротивление.

Нагартованный сплав АМг6НПП. Под воздействием тепла сварочной дуги нагартованный металл в ЗТВ разупрочняется до уровня отожженного. Влияние температурно-временного режима нагрева, имитирующего термический цикл сварки, на характер разупрочнения нагартованного сплава изучено на отдельных образцах и сопоставлено с результатами разупрочнения металла при сварке плавлением [74].

В качестве исходного материала использован сплав АМг6НПП с различным уровнем твердости — 95—100 HRB ($P = 600$ Н). Такую

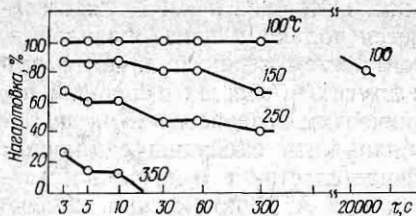


Рис. 52. Зависимость твердости нагартованного сплава АМг6 НПП от температурно-временных условий нагрева (за 100 % принята нагартовка в исходном состоянии).

с наблюдается уменьшение нагартовки на 10 %. С увеличением времени выдержки от 60 до 300 с степень нагартовки снижается на 20 %. С увеличением температуры уменьшается промежуток времени нагрева, вызывающего разупрочнение, например при 200 °C происходит снятие нагартовки на 20 % за 3 с. Нагрев до 250—300 °C за 60 с, до 350 °C за 30 с, до 450 °C за 3 с вызывает полное разупрочнение и снижение твердости до уровня твердости отожженного металла. Резкое снижение твердости при 580 °C за 600 с связано с перегревом сплава и образованием микропустот.

При нагреве до 100 °C в течение 5 мин образцов со средним размером зерна $d = 13,9 \cdot 10^{-3}$ мм видимые изменения в структуре не обнаруживаются ($d = 14,2 \cdot 10^{-3}$ мм); с ростом температуры до 200, 350, 400 °C размер зерна увеличивается и составляет соответственно $16,6 \cdot 10^{-3}$; $20,8 \cdot 10^{-3}$ и $31,2 \cdot 10^{-3}$ мм. Поскольку полностью избежать воздействия высоких температур при сварке плавлением невозможно, стремятся уменьшить промежуток времени воздействия источника на свариваемый металл, применяя способы, характеризующиеся высокой концентрацией энергии и большой скоростью сварки. Например, плавящимся электродом марки СвАМг6 диаметром 1,6 мм в среде гелия сваривались тавровые соединения из пластин толщиной 8 мм, и ребер толщиной 4—6 мм, ток 120—180 А, напряжение 24—28 В, скорость сварки 35—70 м/ч, $\sigma_v = 350...380$ МПа. Распределение твердости на сварном соединении, полученном в указанных условиях свидетельствует о том, что ширина зоны разупрочнения меньше на поверхности и больше в глубине образцов, что, по-видимому, связано с различием теплоотвода в толщу основного металла и окружающую среду (рис. 53). Установлено, что зона разупрочнения полки изменяется незначительно и составляет при указанном режиме 25—30 мм. Ребро разупрочняется больше, чем полка, что можно объяснить более интенсивным теплоотводом в полке (в обе стороны) против одностороннего в ребро. Вследствие этого ребро более длительное время находится под действием тепла источника нагрева.

твердость имеют листы и плиты толщиной 6—18 мм различных партий поставки. Эксперименты по разупрочнению нагартованного металла выполнялись на трех партиях с различным уровнем твердости — 95, 98, 100 HRB. Результаты опытов представлены на рис. 52. Установлено, что выдержка при 100 °C в течение 16 ч не вызывает изменения твердости нагартованного металла. За 20 ч происходит уменьшение нагартовки на 20 %.

При нагреве до 150 °C за 3—30 с наблюдается уменьшение нагартовки на 10 %. С увеличением времени выдержки от 60 до 300 с степень нагартовки снижается на 20 %. С увеличением температуры уменьшается промежуток времени нагрева, вызывающего разупрочнение, например при 200 °C происходит снятие нагартовки на 20 % за 3 с. Нагрев до 250—300 °C за 60 с, до 350 °C за 30 с, до 450 °C за 3 с вызывает полное разупрочнение и снижение твердости до уровня твердости отожженного металла. Резкое снижение твердости при 580 °C за 600 с связано с перегревом сплава и образованием микропустот.

При нагреве до 100 °C в течение 5 мин образцов со средним размером зерна $d = 13,9 \cdot 10^{-3}$ мм видимые изменения в структуре не обнаруживаются ($d = 14,2 \cdot 10^{-3}$ мм); с ростом температуры до 200, 350, 400 °C размер зерна увеличивается и составляет соответственно $16,6 \cdot 10^{-3}$; $20,8 \cdot 10^{-3}$ и $31,2 \cdot 10^{-3}$ мм. Поскольку полностью избежать воздействия высоких температур при сварке плавлением невозможно, стремятся уменьшить промежуток времени воздействия источника на свариваемый металл, применяя способы, характеризующиеся высокой концентрацией энергии и большой скоростью сварки. Например, плавящимся электродом марки СвАМг6 диаметром 1,6 мм в среде гелия сваривались тавровые соединения из пластин толщиной 8 мм, и ребер толщиной 4—6 мм, ток 120—180 А, напряжение 24—28 В, скорость сварки 35—70 м/ч, $\sigma_v = 350...380$ МПа. Распределение твердости на сварном соединении, полученном в указанных условиях свидетельствует о том, что ширина зоны разупрочнения меньше на поверхности и больше в глубине образцов, что, по-видимому, связано с различием теплоотвода в толщу основного металла и окружающую среду (рис. 53). Установлено, что зона разупрочнения полки изменяется незначительно и составляет при указанном режиме 25—30 мм. Ребро разупрочняется больше, чем полка, что можно объяснить более интенсивным теплоотводом в полке (в обе стороны) против одностороннего в ребро. Вследствие этого ребро более длительное время находится под действием тепла источника нагрева.

2. Зона термического влияния при сварке термически упрочняемых сплавов

Характерным для термически упрочняемых сплавов в ЗТВ является растворение и выделение упрочняющих фаз. По своей реакции на термический цикл эти сплавы можно условно разделить на две группы: сплавы, у которых все процессы выделения заканчиваются вскоре после сварки (типа 1201), и сплавы, у которых процессы старения протекают длительный период (типа 1915).

ЗТВ на сплаве 1201. Характеристика структур ЗТВ в зависимости от исходного состояния сплава типа 1201 (рис. 2) представлена в табл. 24 (последовательность участков — от границы сплавления по направлению к основному металлу). Если не рассматривать участок сплавления и основной металл в ЗТВ данного сплава, содержащего простейшие выделения GP и θ'' , можно выделить сходные участки фазовых превращений: участок полного растворения исходных выделений (в результате закалки — подкалки), участок растворения исходных выделений и образования более крупных и сложных выделений θ' , участок полного или частичного растворения (вследствие возврата). Кроме того в металле, первоначально содержащем выделения θ'' , появляется участок, где среди пластинок θ'' имеются выделения θ' .

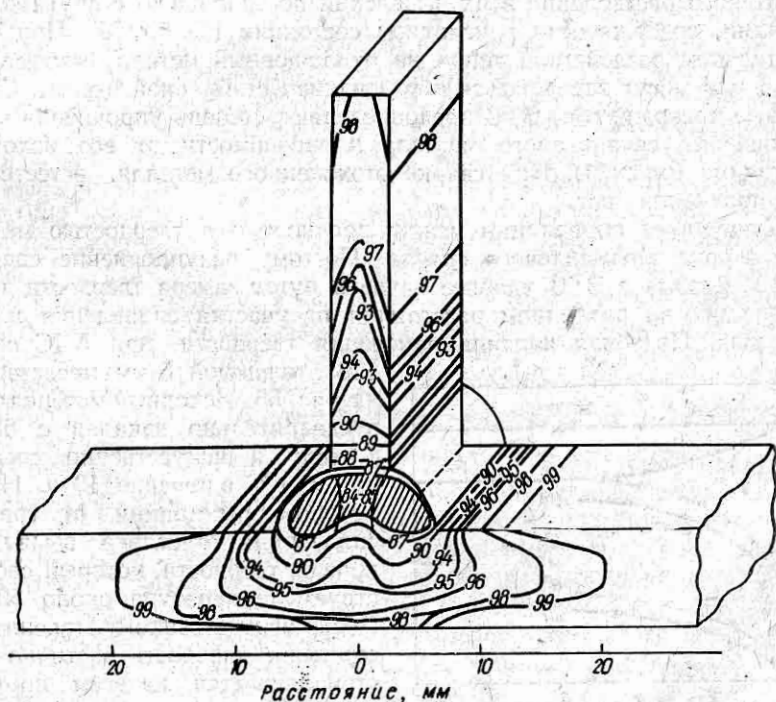


Рис. 53. Распределение твердости при сварке АДС плавящимся электродом тавровых соединений из сплава АМг6НПП.

Таблица 24. Структура ЗТВ на сплаве типа 1201

Исходная структура основного металла	Последовательные участки ЗТВ			
	Полное растворение ГП	Образование θ'	Полное растворение ГП	Частичное растворение ГП
θ''	Полное растворение θ''	Образование θ'	Полное растворение θ''	Частичное растворение θ'' Образование θ'
θ'	Полное растворение θ'	Частичное растворение θ'	—	—

При сварке металла, содержащего в исходном состоянии фазу θ' , обнаруживаются два участка металлургических превращений: полного растворения фазы θ' и частичного растворения фазы θ' . Большие размеры структурных выделений θ' обусловили расширение участка частичного растворения этих выделений по сравнению с другими пластинами, содержащими в исходном состоянии ГП или θ' . При более длительном воздействии тепла на околошовный металл фазовые превращения могут завершаться образованием стабильной θ -фазы. Структурные превращения в ЗТВ определяют степень упрочнения и разупрочнения свариваемого металла в зависимости от его исходного состояния (рис. 54). При сварке отожженного металла, естественно, разупрочнения нет.

Существует корреляция между прочностью и твердостью металла при сварке алюминиевого сплава. Поэтому разупрочнение свариваемого металла в ЗТВ удобнее изучать путем замера твердости точек, отстоящих на различном расстоянии от участка сплавления или от оси шва. Подобная картина изменения твердости при АДС сплава

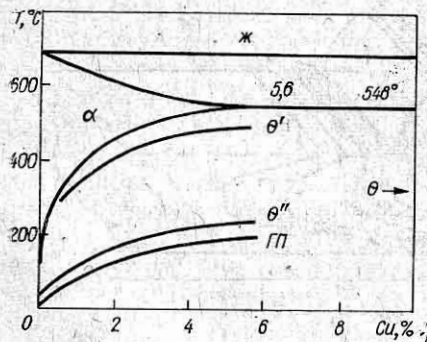


Рис. 54. Алюминиевый угол фазовой диаграммы Al—Cu [4].

1201 толщиной 5 мм представлена на рис. 55. Исходный материал был предварительно закален с 535 °C в воду и искусственно состарен при 175 °C в течение 10 ч. На некотором расстоянии от границы сплавления отчетливо выявляется провал твердости, который соответствует температуре около 500 °C. После искусственного старения соединения твердость частично восстанавливается на всем протяжении ЗТВ, а провалы на кривой твердости смещаются в зону действия более низких температур. Фи-

зическая сущность «смещения» провала твердости заключается в том, что в результате повторного (после сварки) старения металл упрочняется в зоне закалки в результате распада твердого раствора, что сопровождается подъемом твердости, а твердость в участке «отжига» остается практически без изменений. В участке отжига металл подвергался нагреву в интервале температур 500—350 °С.

Более удаленные от шва области, находившиеся при 350—170 °С, при повторном старении также упрочняются, но в меньшей степени, что свидетельствует о частичном возврате в процессе сварки. Специфическая картина изменения твердости в ЗТВ зависит от максимальных достигаемых температур и длительности воздействия сварочного цикла на структурные превращения, отражающиеся на прочности (твердости) материала.

Проведен анализ превращений на образцах упрочненного сплава 1201, которые нагревались в условиях, имитирующих термический цикл сварки, со скоростью, близкой к скорости нагрева при сварке (начиная с температуры 280 °С), в ванне расплавленного олова, температура которой равнялась максимальной температуре нагрева образца. Скорость охлаждения изменяли, выбирая ту или иную охлаждающую среду (вода, воздух). Кривые некоторого реального термического цикла на участке охлаждения занимали промежуточное положение между кривыми охлаждения в воде и воздухе. Это объясняется тем, что теплоотвод от ЗТВ в окружающий холодный металл больше, чем при обычном охлаждении на воздухе равномерно нагретых пластин, но меньше, чем при охлаждении пластин под водой. Результаты замеров представлены на рис. 56.

Интенсивность разупрочнения вследствие более полного распада твердого раствора увеличивается с повышением температуры нагрева до 450 °С. Повторное искусственное старение практически не изменяет твердость сплава (см. рис. 56). Распад твердого раствора сопровождается превращением и коагуляцией частиц упрочняющей фазы. При нагреве до 500 °С и увеличением его продолжительности разупрочнение сменяется упрочнением — повышением твердости. Это происходит в результате повторного растворения выделившихся ранее частиц и образования свежего твердого раствора, способного дополнительно упрочняться после искусственного старения. При увеличении продолжительности нагрева при 550 °С или повышении температуры до 600 °С сплав перегревается и расплавляются выделения по границам

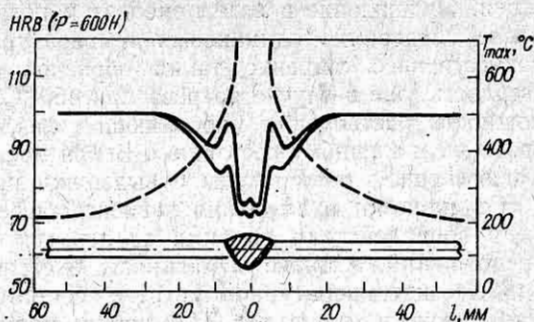


Рис. 55. Распределение твердости (сплошные кривые) и максимальной температуры нагрева (штриховые кривые) в ЗТВ при сварке сплава 1201. Нижние ветви кривой твердости соответствуют состоянию после сварки, верхние — после искусственного старения.

зерен. Охлаждение в воде приводит к повышению твердости металла после нагрева до одинаковых температур (см. рис. 56). Повторное искусственное старение таких образцов существенно повышает их твердость уже в случае нагрева при 450 °С. Это свидетельствует о возможности растворения упрочняющих фаз, или так называемом возврате к закаленному состоянию. Вероятность этого явления возрастает с повышением температуры и выдержки при нагреве.

От скорости охлаждения зависит общее время пребывания металла в зоне действия высоких температур и, следовательно, полнота превращений, а также возможность и степень фиксации достигнутого при высокотемпературном нагреве состояния — возврата — закалки. Для улучшения металла ЗТВ режим процесса должен выбираться из необходимости ускоренного охлаждения соединения сразу же после сварки. После быстрого нагрева и охлаждения возврат к закаленному состоянию может проходить параллельно с выделением и коагуляцией стабильных фаз, вызывая разупрочнение твердого раствора. С увеличением времени нагрева при высоких температурах ранее выделившиеся упрочняющие дисперсные частицы интенсивно растворяются и после охлаждения в воде и искусственного старения исходная твердость сплава восстанавливается.

Анализ полученных данных свидетельствует о том, что одинаковая твердость может быть достигнута как на стадии распада твердого раствора и разупрочнения его при нагреве до 450 °С, так и при возврате к закаленному состоянию после нагрева до температуры выше 500 °С. Полученные результаты соответствуют данным, представленным в табл. 24. Обобщенные диаграммы разупрочнения искусственно

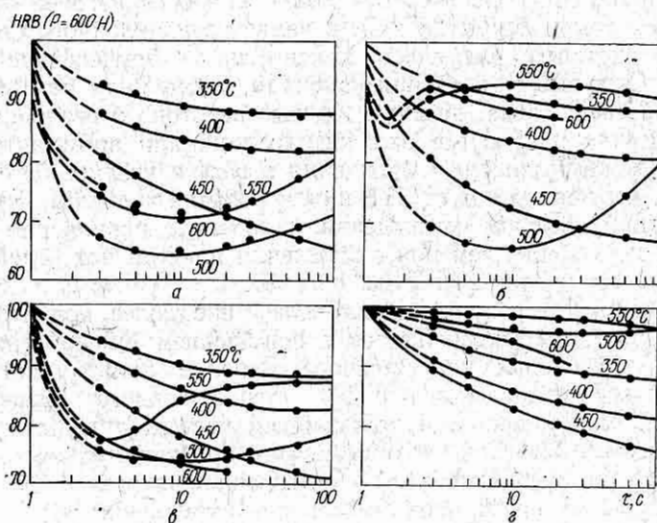


Рис. 56. Зависимость твердости образцов сплава 1201 от температуры и времени нагрева при охлаждении на воздухе (а), в воде (б) и при последующем искусственном старении этих образцов (в, г).

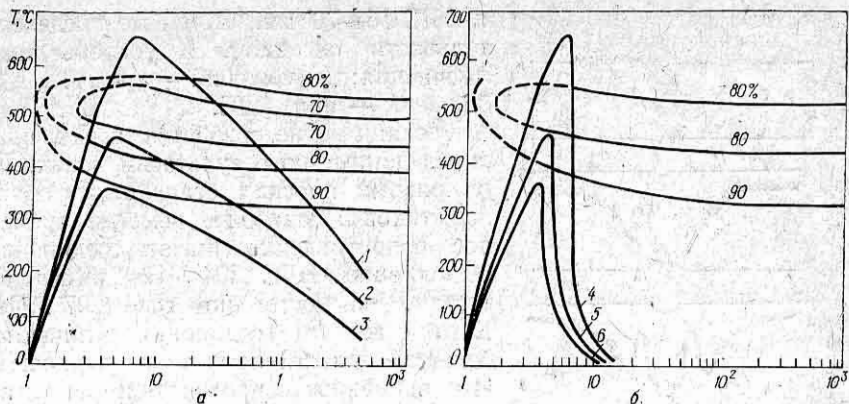


Рис. 57. Термические циклы и кривые снижения твердости сплава 1201 после нагрева и охлаждения на воздухе (а) и в воде (б).

состаренного сплава 1201 в зависимости от температурно-временных условий сварочного нагрева представлены на рис. 57. Кривые термических циклов 1—6 дуговой сварки пересекают на диаграмме все участки структурных превращений данного сплава, так как последние сильно смещены к началу действия нагрева. Кривые термических циклов ЭЛС лишь частично пересекают линии диаграммы разупрочнения, что свидетельствует о более высокой прочности металла ЗТВ соединения, получаемого при данном процессе сварки [53].

Влияние процесса сварки на разупрочнение околошовного металла изучалось на термоупрочненном сплаве 1201 на режимах, приведенных в табл. 25. Пластины толщиной 15 мм сваривали встык за один проход. Характер разупрочнения металла ЗТВ иллюстрирует рис. 58. Пики на кривых твердости соответствуют участкам околошовной зоны, где произошла частичная закалка во время сварочного нагрева. Последующее искусственное старение соединений способствовало повышению твердости металла в этих участках по сравнению с более удаленными от шва зонами, в которых материал разупрочнился (произошел отжиг). Общая ширина участка разупрочнения по обе стороны шва в зависимости от тепловложения составляет при ЭЛС 15—20 мм, при сварке в гелии на постоянном токе 40—50 мм, при ПДС 60—65 мм

Таблица 25. Режим сварки пластин толщиной 15 мм из термоупрочненного сплава 1201

Способ сварки	I , А	U , В	$v_{св}$, м/ч	$q/v_{св}$, кДж/см
Электронно-лучевая	0,18—0,19	26000	40	3,35
В гелии на постоянном токе прямой полярности	480—490	12	10	17,6
Плазменная переменным током	650—660	26	12	19,7
Аргонодуговая вольфрамовым электродом переменным током	620—640	16	6	24,3

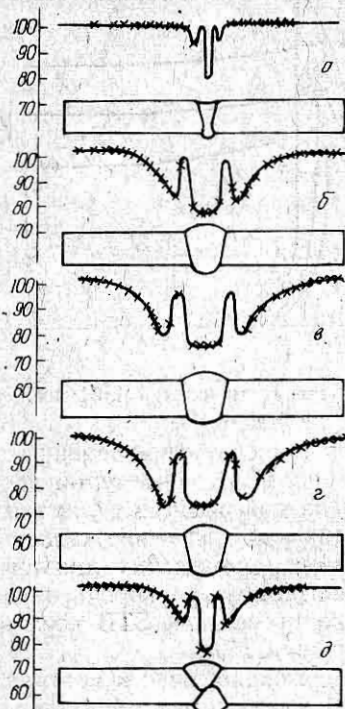


Рис. 58. Влияние различных способов сварки на характер разупрочнения пластин из сплава 1201 толщиной 15 мм в ЗТВ:
 а — ЭЛС; б — ГДС; в — АДС неплавящимся электродом; г — АДС плавящимся электродом; д — АДС плавящимся электродом.

имеет крупное зерно, а несплошности, как правило, располагаются по границам зерен, при этом ориентация последних может изменяться в широких пределах. Особенно неблагоприятно высотное расположение волокон, так как в этом случае несплошности располагаются параллельно границе сплавления (рис. 59). Исходная микроструктура заготовок представляет собой зерна твердого раствора меди в алюминии — дисперсные, образовавшиеся в результате термической обработки, и грубые первичные включения интерметаллидов.

В период сварочного нагрева вследствие распада твердого раствора и взаимодействия приграничных включений интерметаллидов с твердым раствором создаются жидкие прослойки легкоплавкой эвтектики по границам зерен. В ряде случаев образуются обособленные скопления жидкой фазы как между зернами, так и внутри зерен. Перераспределение легирующих, примесных элементов и газов между твердой и жидкой составляющими приводит к увеличению структурной

и АДС 65—70 мм. В той же последовательности снижается и уровень разупрочнения; наименьший — при ЭЛС, наибольший — при АДС.

Механические свойства соединений, определенные по результатам испытаний на разрыв плоских стандартных образцов таковы: наиболее высокое временное сопротивление имеют соединения, выполненные ЭЛС (304 МПа) и сваркой в гелии на постоянном токе (297 МПа). К тому же эти соединения отличаются большей пластичностью и вязкостью. Их временное сопротивление достигает 0,7 соответствующего показателя для основного металла. При аргодуговой и плазменной сварках этот показатель составляет соответственно 0,5 и 0,6 [70].

Сварные соединения могут состоять не только из одного, но и из сочетания двух и более видов полуфабрикатов одинаковой или различной толщины. Такое сочетание создает дополнительные трудности, в особенности в ЗТВ. Рассмотрим их на примере соединения штамповок с листовым полуфабрикатом из сплава 1201, полученных АДС или ГДС. При визуальном осмотре или небольшом увеличении зашабренной поверхности со стороны проплава в ЗТВ на штампованной детали на различном расстоянии от границы сплавления могут обнаруживаться несплошности отдельно или цепочками. Штампованный полуфабрикат

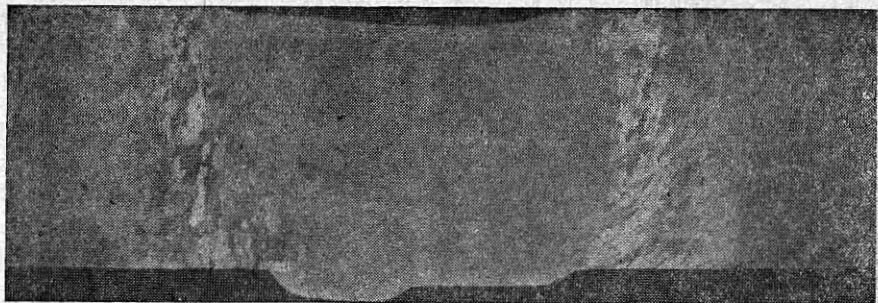


Рис. 59. Макроструктура сварного соединения при ГДС штампованной заготовки из сплава 1201 толщиной 15 мм.

неоднородности металла в ЗТВ. Кристаллизация расплава в замкнутых объемах и в протяженных прослойках, окруженных массой твердого металла, сопровождается образованием несплошностей усадочного характера. Внешние растягивающие напряжения усугубляют данный процесс.

Оплавление интерметаллидов и образование межзеренных эвтектических прослоек может происходить по всей толщине полуфабриката и легко обнаруживаться, когда они выходят на поверхность. На рис. 60, а, б иллюстрируется образование прослоек и характер дефектов в поперечном сечении. Несплошности в виде отдельных рыхлот или микротрещин располагаются фактически по всей длине прослоек. В ЗС их меньше, что связано с поступлением жидкой фазы из ванны (подпитка). Оплавление интерметаллидов и образование прослоек эвтектического характера имеют место и на листовом полуфабрикате. Однако в связи с тем, что здесь удельная поверхность границ зерен намного больше, а их толщина значительно меньше, склонность к образованию несплошностей в листовом полуфабрикате намного меньше, чем в штамповке.

По чувствительности к образованию несплошностей поковок и пресс-профили занимают среднее положение между штамповками и прокатным материалом.

Следует иметь в виду, что не только при наличии несплошностей, но и при заполненных эвтектикой прослойках прочностные характеристики соединения понижены. Так, при ГДС узлов из штампованного полуфабриката толщиной 14 мм временное сопротивление составляет 140 МПа в случае вертикального расположения волокна по отношению к границе сплавления и 250—270 МПа при расположении волокон под углом 45°. Прочность искусственно выплавленных слитков по составу идентичных эвтектическим прослойкам (33 % Си) составляет не более 15—20 МПа.

Сплав 1420. Рассмотрим особенности структурной и химической неоднородности сварных соединений в ЗТВ при многослойной сварке плит. Сварку плит толщиной 25 мм с разделкой кромок под углом 90° выполняли поперечными валиками за 10—12 проходов с присадками СВАМг63, СВАМг6, СВАМг3, ВАЛ16 и СВАК5. Большое количество

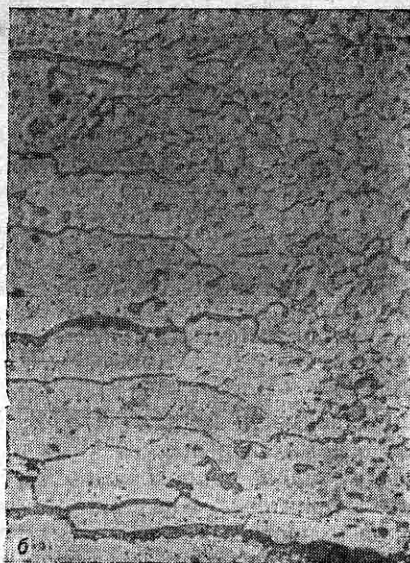
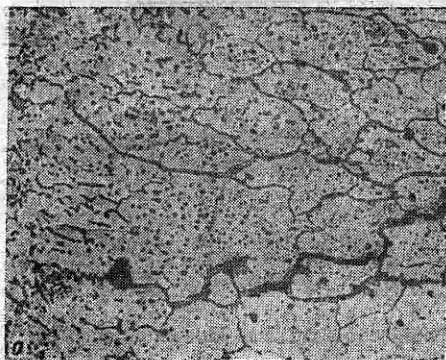


Рис. 60. Дефекты в ЗТВ по месту оплавления эвтектических прослоек ($\times 150$).

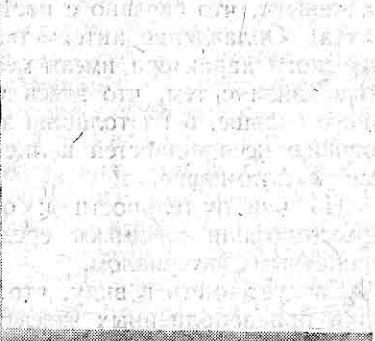
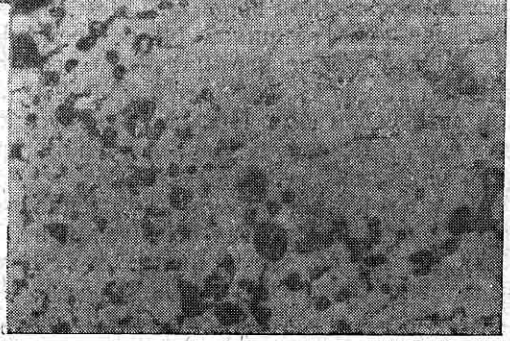


Рис. 61. Микроструктура в ЗТВ РДС образцов из сплава 1420 толщиной 25 мм с присадкой SvMg3 ($\times 300$).



несплошностей обнаруживается на сварных соединениях, выполненных с присадкой СвАМгЗ (рис. 61). Микротрещины видны и в самих многослойных швах. Обнаруживаемые несплошности располагаются, как правило, в околошовной зоне вблизи границы сплавления и преимущественно у поверхности многослойного шва в виде цепочки микрорыхлот, переходящих в разветвленную трещину (рис. 62).

Следует иметь в виду, что в условиях наложения последовательных валиков шва наибольшему температурно-временному воздействию подвергаются участки сплавления в верхней части сварного соединения. Скорость охлаждения здесь почти в 2 раза ниже, чем в средней и нижней частях шва. Отличия в температуре и времени нагрева по высоте стыка сказываются на характере структурных превращений в участке сплавления.

По мере увеличения содержания магния в присадке склонность к образованию дефектов подобного типа уменьшается. При использовании присадки ВАЛ16 появляются условия для значительного насыщения шва магнием, появлению микрорыхлот в шве, снижения пластичности и вязкости соединения.

Структура основного металла в состоянии Т1 представляет собой твердый раствор и включения дисперсных вторичных и более грубых первичных интерметаллидов. В период сварочного нагрева основной металл около участка сплавления подвергается термическому воздействию и, как следствие этого, могут быть оплавлены выделения с низкой температурой плавления или сегрегационные области, образовавшиеся в процессе изготовления полуфабриката или в процессе сварки. В основном металле сплава 1420 зонами с повышенной склонностью к оплавлению являются границы раздела интерметаллид — твердый раствор. Скопления интерметаллидов или отдельные грубые включения, взаимодействуя с твердым раствором, образуют жидкие прослойки по границам зерен или обособленные локальные области, как и на сплаве 1201. Под действием сжимающих усилий при нагреве

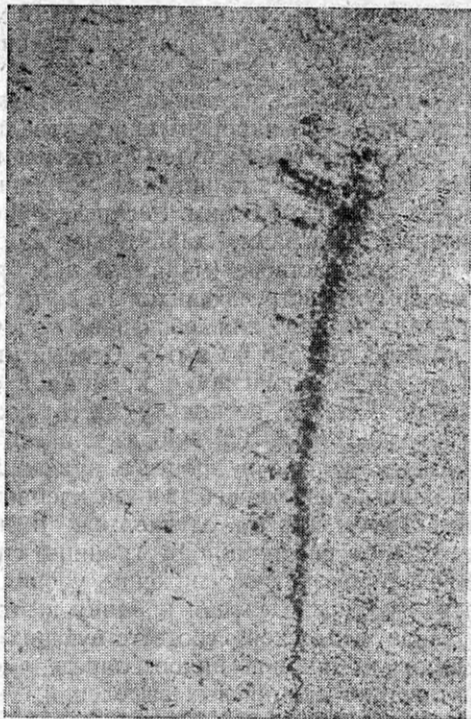


Рис. 62. Микронесплошности в ЗТВ при АДС плиты из сплава 1420 толщиной 45 мм (X150).

они могут вытесняться в ванну. В момент возникновения растягивающих напряжений при охлаждении в этих местах создаются несплошности.

Однородность различных участков сварного соединения оценивалась методом микрорентгеноспектрального анализа на микроанализаторе Камека MS-40 путем регистрации интенсивности рентгеновского излучения на самопишущем потенциометре. Диаметр электронного зонда — около 1,5 мкм. Распределение магния получено в виде непрерывных диаграмм, характеризующих изменение его содержания в твердом растворе (минимум) и в отдельных фазовых составляющих (максимум), встречающихся на пути перемещения зонда от основного металла к шву для образцов, полученных с присадками СвАМгЗ, СвАМг6З, ВАЛ16 и СвАК5. Особый интерес представляют диаграммы распределения магния и кремния в соединениях, полученных с присадкой СвАК5, поскольку здесь поступление магния из проволок исключено (рис. 63). Образующиеся в результате оплавления при нагреве пустоты в процессе кристаллизации заполняются расплавом из ванны, содержащей (в разбавленном виде) алюминий-кремниевую эвтектику. В этом случае, как и при сварке проволокой СвАМг6, в ЗТВ на расстоянии от границы сплавления примерно 240 мкм наблюдается заметное снижение уровня магния. В то же время на диаграмме распределения кремния в этой зоне фиксируется обогащение в виде всплесков, соответствующих пограничным проникновениям. Высота и ширина пиков, определяющих соответственно содержание и толщину кремниевых выделений, уменьшается по мере удаления от границы сплавления. Степень заполнения несплошностей определяется температурным интервалом кристаллизации оплавленных прослоек, количеством эвтектики, жидкотекучестью, вязкостью, смачиваемостью и другими физическими свойствами жидкого металла сварочной ванны.

Кристаллизация расплава в замкнутых объемах или тонких протяженных прослойках сопровождается образованием несплошностей усадочного характера. Образованию пустот способствует также миграция водорода. Так как растворимость водорода в жидком металле выше, а коэффициент диффузии больше, чем в твердом, то образовавшиеся локальные области обогащаются водородом, поступающим из близлежащих участков основного металла.

При затвердевании жидкой фазы водород выделяется и накапливается в пустотах в виде молекулярного газа, препятствуя при этом заполнению их расплавом сварочной ванны (см. рис. 61). Под воздействием растягивающих напряжений в этой зоне происходит образование микротрещин. Аналогичная картина проникновения легирующих элементов из шва в пространство между оплавленными зернами основного металла наблюдается при сварке сплава 1420 проволокой Св1201 [54]. По мере удаления от ЗС в основной металл на диаграмме распределения кремния фиксируется прямая линия, соответствующая практически отсутствию кремния в твердом растворе, и очень редкие незначительные отклонения по месту фазовых включений. Шов вблизи границы сплавления, представляющий собой зону смешивания

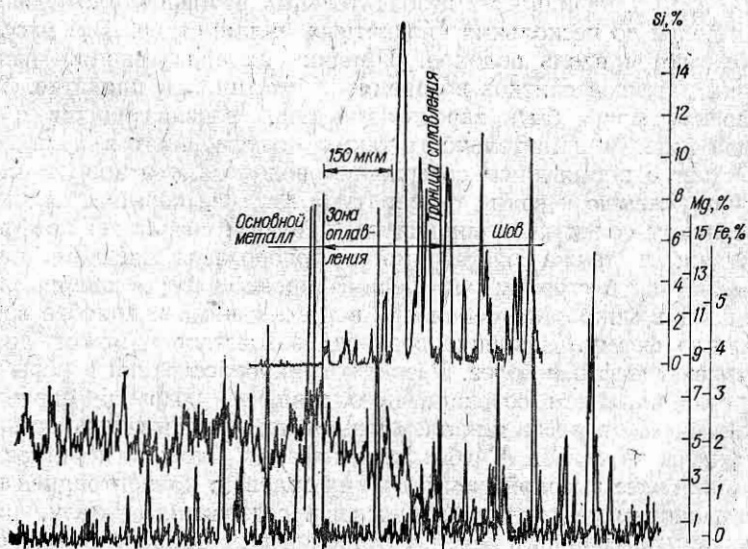
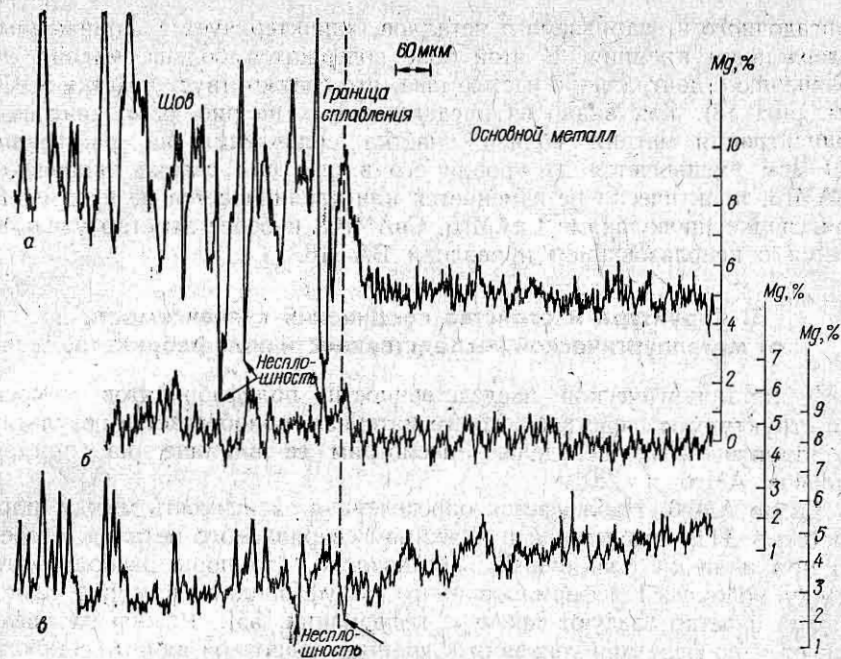


Рис. 63. Распределение магния (а—в) и кремния (г) в сварных соединениях при РДС сплава 1420 различными проволоками:

а — ВАЛ16; б — СВАМг63; в — СВАМг3; г — СВАК5.

присадочного и свариваемого металлов, характеризуется пониженным содержанием кремния. В этой зоне содержится больше магния по сравнению с центральной частью шва, что соответствует участку МШН (см. рис. 18). Как видно из представленных на рис. 63,а диаграмм, концентрация магния вблизи участка сплавления на расстоянии 180 мкм уменьшается до уровня его в шве при сварке проволокой СвАМгЗ, практически не изменяется или увеличивается незначительно при сварке проволоками СвАМг6, СвАМг6З и более заметно увеличивается с использованием проволоки ВАЛ16.

3. Структура и свойства соединений в зависимости от металлургической наследственности полуфабрикатов

К металлургической наследственности полуфабрикатов относят его структуру и свойства, которые материал приобретает в результате металлургического передела. Рассмотрим ее влияние на примере сплавов АМг6 и 1201.

Сплав АМг6. Наблюдается определенная зависимость между плотностью в ЗТВ, структурой и качеством свариваемого металла, особенно при наличии плакировки. Установлено, что поры располагаются между волокнами деформированного полуфабриката или под плакировкой и четко следуют текстуре деформации [55]. Размер их увеличивается по мере приближения к границе сварочной ванны. Наиболее неблагоприятно расположение пор, когда волокна полуфабриката ориентированы параллельно границе сплавления. В деформированных полуфабрикатах алюминиевых сплавов наблюдаются микрорасслоения в виде несплошностей незначительных размеров площадью от десятых долей до нескольких квадратных миллиметров. Эти расслоения располагаются вдоль волокон. Причина их образования — неполная заварка дефектов слитков во время их сжатия при прокатке. Микрорасслоения могут быть зародышами пор, развивающихся в околшово́й зоне. Чувствительность таких полуфабрикатов к пористости возрастает с повышением содержания водорода в основном металле. По направлению к ванне температура металла повышается вплоть до температуры солидуса — ликвидуса, при этом возрастает коэффициент диффузии, а также растворимость водорода, последний начинает перемещаться в сторону расплава. В процессе перемещения водород проникает в микрорасслоения при встрече с ними и приобретает молекулярную форму. Давление водорода возрастает и может достигать десятков атмосфер и более. Развитию микрорасслоений в поры и рыхлоты под влиянием возрастающего давления водорода препятствует окружающий твердый металл. Повышенная чувствительность полуфабрикатов из сплава АМг6 к развитию околшово́й пористости обусловлена более высокой, чем в других сплавах, концентрацией водорода и наличием легкоплавких прослоек, содержащих β -фазу, располагающихся по границам зерен и ослабляющих межзеренную прочность при повышении температуры. Чем ближе расслоения в основном металле расположены к ванне, тем в большие пустоты они успевают вырасти. С увеличением количества и протяженности расслоений в ос-

новном металле и исходного содержания водорода чувствительность к образованию околшовной пористости повышается.

Дефекты типа трещин наблюдались при АДС врезных фланцев, изготовленных из штамповок [56]. Они располагались в околшовной зоне на расстоянии до 5 мм от границы сплавления. Подобные дефекты выявляются после зачистки и травления сварного шва и не выявляются рентгеновским просвечиванием, что затрудняет их обнаружение. Они возникают лишь при наличии грубозернистой исходной структуры в штамповках, ориентируются строго по границам крупных зерен и не связаны с возможной рекристаллизацией основного металла в ЗТВ при сварочном нагреве. Фланцы изготовляли из штамповок, заготовкой для которых служил пресованный пруток. Благодаря наличию крупнокристаллического ободка в прутке штамповки в отдельных зонах имели грубозернистую структуру. Фланцы с толщиной кромок $b = 10$ мм сваривали за один проход на следующих режимах:

b , мм	$v_{св}$, м/ч	$I_{св}$, А
4	11,5—12,5	240—260
10	6,5—7,5	480—600

Металлографические исследования показали, что границы крупных зерен, прилегающих к сварному шву, оплавлены. Темнеющие при травлении грубые выделения эвтектики по границам зерен выходят на поверхность на расстоянии до 5 мм от границы сплавления, что обусловлено характером расположения волокон штамповок в ЗТВ. Выделения эвтектики по границам зерен наблюдаются и при сварке фланцев с мелкозернистой структурой, однако они имеют более дисперсный характер. В изломах соединений фланцев, имеющих крупнозернистую структуру, имеются характерные гладкие площадки, совпадающие с границами зерен.

Из приведенных в табл. 26 данных видно, что при наличии крупнозернистой структуры средняя прочность соединений существенно не снижается, хотя пластичность значительно уменьшается. Незначительное влияние на прочность объясняется тем, что крупнозернистые

Таблица 26. Механические свойства сварных соединений полуфабрикатов с крупнозернистой структурой

Размер зерна, мкм	σ_B , МПа		α , град	
	20° С	-196° С	20° С	-196° С
20—40	$\frac{306—336}{322}$	$\frac{317—343}{335}$	$\frac{44—83}{62}$	$\frac{56—85}{61}$
4000	$\frac{296—350}{310}$	$\frac{272—382}{325}$	$\frac{3—50}{25}$	$\frac{10—45}{30}$

Примечание. Здесь и в табл. 28—30 над чертой — минимальные и максимальные, под чертой — средние данные испытаний образцов.

зоны, слабо деформированные в процессе штамповки, не рекристаллизовались ни при отжиге штамповок, ни при сварке. Снижение пластичности обусловлено оплавлением границ зерен в ЗТВ, что облегчает зарождение трещин при пластической деформации.

Влияние содержания водорода, примесей железа и кремния в основном металле изучалось на опытных партиях сплава АМгб при АДС. Листы толщиной 3 мм сваривали при $I_{св} = 170$ А, $U = 12$ В, $v_{св} = 16$ м/ч, толщиной 10 мм — при $I_{св} = 540$ А, $U = 14$ В, $v_{св} = 7$ м/ч. В качестве присадочного металла во всех случаях применяли проволоку диаметром 2 мм из сплава АМгб повышенной чистоты (6,2 Mg, 0,6 % Mn, 0,08 % Ti, 0,02 % Fe, 0,015% Si), что гарантировало высокое качество металла шва. Последний повторно проплавляли без дополнительной присадки на том же режиме. Химический состав свариваемых полуфабрикатов и механические свойства сварных соединений приведены соответственно в табл. 8 и 27. Зачищенные соединения разрушались при испытании по металлу шва. Двухкратные повторные проплавления шва не влияют на его временное сопротивление, однако пластичность и вязкость при этом снижается. Для металла толщиной 10 мм эти показатели практически не изменяются [72].

Механические свойства соединений выше на металле с пониженным содержанием железа и кремния, а также водорода.

Сплав 1201. Влияние примесей на структуру сварных соединений в зоне сплавления рассмотрено на листах толщиной 5 мм различного исходного состава. Сплав 1 получен на основе алюминия высокой чистоты и содержит 6 % Cu, 0,26 % Mn, 0,03 % Fe, 0,02 % Si. В сплаве 2 количество примесей на порядок выше: 6,3 % Cu, 0,29 % Mn, 0,26 % Fe, 0,18 % Si [71]. Соединения получены способом АДС. В результате сварочного нагрева (выше температуры реального солидуса) большинство включений интерметаллидных фаз превращалось в оплавленные скопления и прослойки эвтектики. Исходное содержание меди в твердом растворе находилось в пределах 3,8—5 %, а в ин-

Таблица 27. Механические свойства сварных соединений полуфабрикатов в зависимости от их химического состава

b , мм	Номер плавки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	KCU, Дж/см ²	α , град
3	99	334	298	47	180
	100	329	209	43	180
	101	342	233	38	180
	102	331	190	40	180
10,5	200	318	178	67	170
	201	327	180	47	129
	202	349	180	45	174
	203	312	174	32	88

Примечания: 1. Значения σ_B и $\sigma_{0,2}$ приведены для образцов со снятым усилением. 2. Химический состав исследуемых полуфабрикатов приведен в гл. I.

Таблица 28. Содержание меди в различных участках сварного соединения, % (по массе)

Полуфабрикат	Направление волокна	Расположение относительно границы сплавления			
		Первое зерно		20 — 30-е зерна	
		по границе	по объему зерна	по границе	по объему зерна
Лист	Д	$\frac{8-14}{12}$	$\frac{2,5-4,2}{3,8}$	$\frac{7-10}{9,0}$	$\frac{3,2-4,8}{4,2}$
Штамповка	В	$\frac{10-18}{16}$	$\frac{2,8-4,3}{3,1}$	$\frac{8-13}{10,2}$	$\frac{3,6-4,6}{4,3}$
Пресс-полоса	В	$\frac{1-32}{19}$	$\frac{1,3-2,5}{2,2}$	$\frac{7-12}{10}$	$\frac{3,8-4,8}{4,5}$
Поковка	В	$\frac{10-23}{16}$	$\frac{1,3-3,0}{2,3}$	$\frac{7-12}{10,2}$	$\frac{3,9-4,5}{4,6}$

терметаллидной фазе — 38—43,5 %, в эвтектике соответственно 24,3—28 % Cu. В сплаве 2 в состав эвтектики входило до 7,9 % Fe и 6,8 % Si [57]. Структура зоны сплавления изучена на сплаве системы Al—Cu в работе [58]. Рассматривались АДС и ГДС. Установлено, что в зоне сплавления при любом исследованном методе сварки плавлением границы зерен в большей или меньшей степени оплавляются, что сопровождается их заметным утолщением. Результаты микро-рентгеноспектрального анализа ЗТВ в пределах одного — трех зерен от границы сплавления показали весьма неравномерное распределение меди в объеме одного зерна (табл. 28). Концентрационные пики на кривых распределения элементов соответствуют содержанию меди 18—35 %, а в отрезках между пиками отмечается снижение содержания меди до 1,5—3,5 %. В основном металле на расстоянии 30—50 зерен от границы сплавления имеются концентрационные пики соответствующие содержанию меди 7—20 %, а по объему зерна — до 3,2—4,9 %. Максимальные содержания меди отвечают граничным выделениям, а минимальные — объему зерна. Следует иметь в виду, что при определении содержания меди в пограничных участках диаметр пятна облучения зондом может превышать толщину прослойки. В этом случае получаемые значения концентрации меди могут быть ниже, чем реальные. Полученные данные свидетельствуют о том, что граничные участки (один-два зерна от границы сплавления) резко обогащаются медью, а основной объем зерна обедняется. Такое сильное обогащение границ зерен, непосредственно прилегающих к границе сплавления, это результат развития контактного плавления между фазой Al_2Cu , имеющейся по границам зерен, и твердым раствором меди в алюминии.

Для прессованных и штампованных полуфабрикатов (при высотном расположении волокна) почти всегда отмечаются случаи слияния граничных выделений в одну сплошную оплавленную толстую прослойку (табл. 29).

Таблица 29. Толщина прослоек в полуфабрикатах сплава 1201 в зависимости от расположения зерен по отношению к границе сплавления

Полуфабрикат	Направление волокна	b, (мкм)		
		1-е зерно	2-е зерно	30 — 50-е зерна
Лист	Д	$\frac{1-5}{3}$	$\frac{1-3}{2}$	$\frac{1-1,5}{1,2}$
Пресс-полоса	Д	$\frac{3-15}{8,5}$	$\frac{3-9}{6}$	$\frac{1-4}{3}$
	В	$\frac{8-25}{16}$	$\frac{4-12}{10}$	$\frac{1-5}{3,5}$
Штамповка	В	$\frac{2-10}{6}$	$\frac{1-18}{4}$	$\frac{1-2,5}{2}$
	Поковка	Д	$\frac{3-16}{12}$	$\frac{4-10}{7}$
В		$\frac{3-18}{12,5}$	$\frac{3-12}{9}$	$\frac{1,5-4}{3}$

Определенное влияние в обогащении граничных участков медью, помимо контактного плавления, имеют процессы диффузии по границам зерен из шва, особенно для сварных соединений с долевым и поперечным расположением волокон относительно шва. При сварке деталей с высотным расположением волокон, возможно, активно действует вакансионный механизм диффузионного насыщения. Это связано с тем, что при сварочном нагреве возникает чрезвычайно большая концентрация вакансий. При направленном их перемещении (вследствие нагрева и охлаждения) они являются своеобразными «буксировщиками» легирующих элементов, в данном случае меди [58]. Известно, что на границах зерен происходит сток вакансий и захват атомов легирующих элементов. Для случая высотного расположения волокон граница зерна в основном металле, более близкая к зоне сплавления, получает больше атомов меди, перемещающихся при направленном движении вакансий. Одновременно с этим процессом происходит обеднение медью приграничных слоев в объеме этого зерна. На микрошлифах видна белая полоса (обедненная медная зона) рядом с приграничным зерном основного металла. В. М. Никитин и А. Д. Булыгин указывают на возможность другого механизма обогащения границ зерен в околошовной зоне: втягивание легкоплавких эвтектик из шва при уменьшении объема затвердевающих граничных прослоек (из-за усадки). Такое перемещение легко обнаруживается при использовании присадочных проволок, отличных по химическому составу от основного металла.

СОЕДИНЕНИЯ РАЗНОИМЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

1. Структура соединений при сварке плавлением

При выборе оптимального сочетания из алюминиевых сплавов и присадочных материалов прежде всего исходят из необходимости предотвращения металлургических дефектов (трещин, пор, оксидных плен и т. п.), получения благоприятной структуры и физико-химических свойств композиций. В этом плане сочетание сплавов АМг2 + АМц с использованием проволоки СвАМц проявляет повышенную склонность к трещинообразованию. В сочетании АМц или АМцС с АД1 нежелательно применение проволоки СвАМг6 из-за низкой герметичности нахлесточных соединений. В этом случае целесообразно использовать присадку СвАМц. Если требуется получать герметичные соединения с большей коррозионной стойкостью, лучше применять только стыковые соединения вместо угловых.

В настоящем параграфе рассмотрены типичные сочетания сплавов АЛ2 + АМг3, АЛ2 + АМц, АМг3 + АМц. Композиции получены на металле толщиной 8—12 мм с V-образной разделкой кромок под углом 35° на сторону и притуплением 2 мм. В качестве присадки применяли проволоки диаметром 5 мм марок СвАМг3, СвАМг6, СвАК5. Пластины толщиной 8 мм сваривали за один проход, толщиной 10—12 мм — за два прохода с подваркой корня шва без присадочной проволоки. Возникновение дефектов, обнаруживаемых рентгеновским просвечиванием (оксидных плен различной протяженности, единичных и цепочек пор или плен и несплошностей вместе), обычно наблюдается при недостаточно качественной подготовке свариваемых материалов (пластин, присадочной проволоки), нарушении техники сварки, например при недостаточной зачистке корня первого шва. Кроме того имеет значение существенная разница в температуре плавления составляющих данной композиции, например АД0 и АМц — с одной стороны, АЛ2 — с другой, и в связи с этим малой глубиной проплавления корня первого шва (рис. 64).

При механических испытаниях (на растяжение) в отсутствие дефектов разрушение происходит по основному металлу, обладающему меньшей прочностью. Так, для сочетания сплавов АЛ2 и АМц или АМг3 разрушение происходит по основному металлу — сплаву АЛ2. Для этого сплава характерно разрушение с образованием рыхлого бугристого рельефа с незначительным удлинением. При сочетании сплавов АМг3 и АМц разрушение происходит по сплаву АМц. При сочетании АД0 с другими сплавами разрушение происходит по АД0

с образованием шейки, $\sigma_{\text{в}} = 78,2...84,0$ МПа. В случае разрушения по сплаву АМгЗ $\sigma_{\text{в}} = 218...230$ МПа поверхность разрушения более гладкая. При наличии оксидных плен, естественно, снижается прочность соединений, а место разрушения перемещается в эту область. Графики твердости сварных соединений приведены на рис. 65. Для каждого исследуемого сочетания могут быть получены три зависимости, которые характеризуют изменение твердости в основном и подварочном швах и в зоне их перекрытия. Изменение уровня твердости для таких соединений связано с различной долей участия в формировании шва, основного и присадочного материалов. Видно, что наиболее высокий уровень твердости в шве для исследованных композиций обеспечивает сварка проволокой марок СвАК5 и СвАМг6. Твердость у швов, выполненных этими проволоками, составляет 80—90 *HRB*. Несколько ниже твердость у швов, полученных при сварке проволокой СвАМгЗ (60—65 *HRB*). Самую низкую твердость имеют швы, полученные проволокой СвАМц (50 *HRB*).

На уровень твердости в шве оказывает влияние сочетание свариваемых металлов. Так, при сварке сплавов АМгЗ + АЛ2 при использовании проволок СвАМгЗ, СвАМг6, СвАК5 уровень твердости в шве значительно выше, чем у самих свариваемых сплавов. Макроструктура композиций сварных соединений разноименных алюминиевых сплавов показана на рис. 66. Макроструктура металла шва в значительной степени определяется составом присадочного металла. При ручной

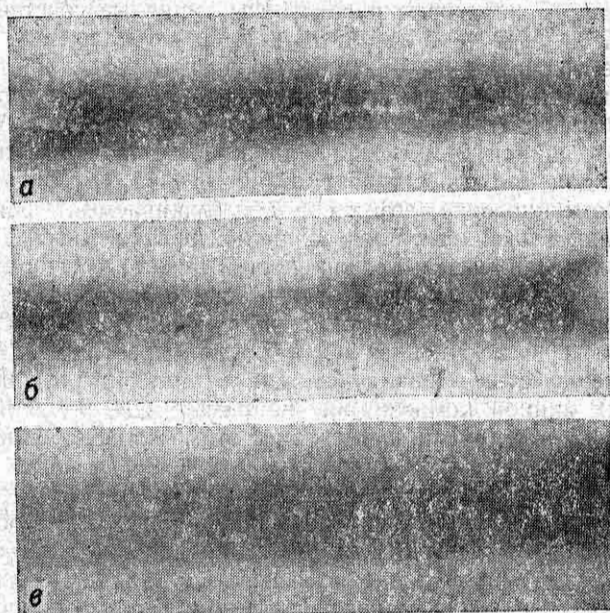


Рис. 64. Рентгенограммы сварных соединений разноименных алюминиевых сплавов с дефектами в швах: а — цепочки пор; б — отдельные поры; в — оксидные пленки.

(HRB (P=600H))

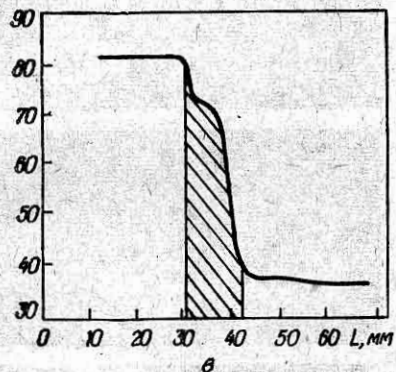
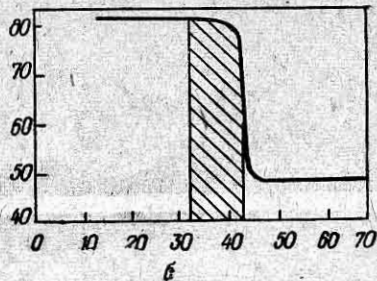
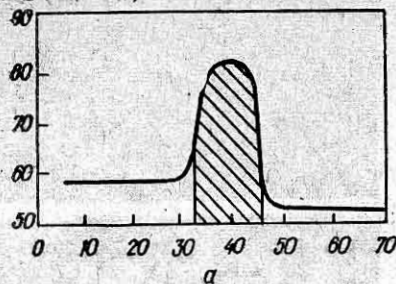


Рис. 65. Изменение твердости сварных соединений разноименных алюминиевых сплавов:

a — АЛ2 + АМг3 + СвАК5, *b* = 8 мм; *б* — АЛ2 + АМг6 + СвАК5, *b* = 10 мм; *в* — АМг6 + АДО + СвАМг6, *b* = 10 мм.

плазменной сварке плавящимся электродом сварных соединений различных сочетаний сплавов АЛ2, АМг3, АМц, АМг6 (толщиной 8—12 мм), полученных с использованием проволок СвАМг3, СвАМг6, СвАК5 и СвАМц, заметна разница в структуре основного и подварочного швов. При использовании АДО и АМц в качестве основного металла или присадочной проволоки в макроструктуре швов, как правило, наблюдается неоднородность в виде нерасплавленных участков или зон с различной величиной зерна вследствие недостаточного перемешивания металла сварочной ванны. В ЗТВ могут наблюдаться несплошности, поскольку при воздействии тепла сварочной ванны происходит оплавление одной из эвтектик $Al + Si$ ($T_{пл} = 577^\circ C$), $Ag + Mg_2Si$ ($T_{пл} = 595^\circ C$), $Al + Si + Al_3FeSi$ ($T_{пл} = 575^\circ C$), $Al + Mg_2Si + Si$ ($T_{пл} = 555^\circ C$). В ЗТВ на сплаве АМц заметны процессы рекристаллизации, сопровождающиеся ростом зерна. При использовании проволоки СвАМг3 швы имеют однородную равноосную структуру. Измельчение структуры усиливается при сварке проволоками СвАК5 и СвАМг6.

Определение стойкости против образования трещин является важнейшим моментом при выборе оптимального состава присадочного металла. Главным требованием здесь является то, что расплавленный присадочный материал при перемешивании в сварочной ванне с основным (основными) должен попадать в область сплава, не склонного к растрескиванию и который в условиях сварки начинал бы и закан-

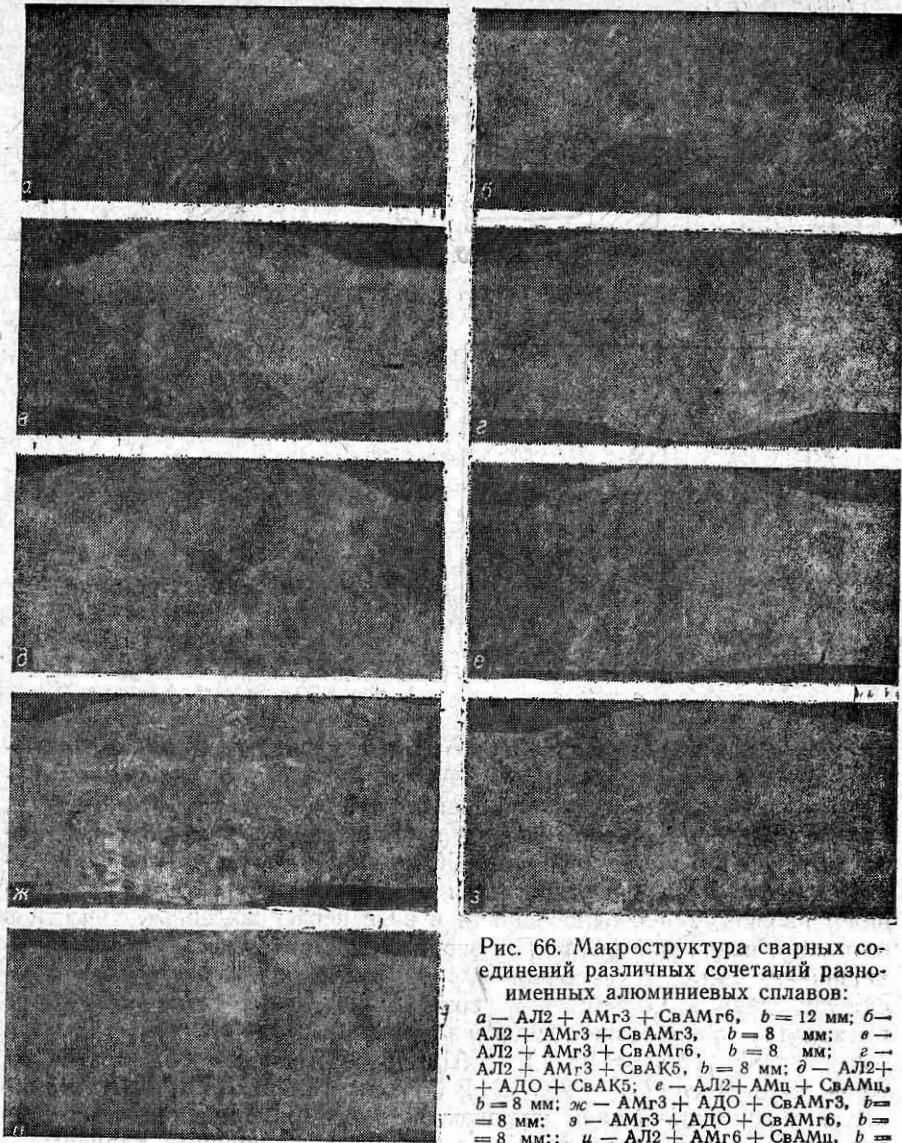


Рис. 66. Макроструктура сварных соединений различных сочетаний разноименных алюминиевых сплавов:

- а* — АЛ2 + АМг3 + СвАМг6, *b* = 12 мм; *б* — АЛ2 + АМг3 + СвАМг3, *b* = 8 мм; *в* — АЛ2 + АМг3 + СвАМг6, *b* = 8 мм; *г* — АЛ2 + АМг3 + СвАК5, *b* = 8 мм; *д* — АЛ2 + АДО + СвАК5; *е* — АЛ2 + АМц + СвАМц, *b* = 8 мм; *ж* — АМг3 + АДО + СвАМг3, *b* = 8 мм; *з* — АМг3 + АДО + СвАМг6, *b* = 8 мм; *и* — АЛ2 + АМг6 + СвАМц, *b* = 10 мм.

чивал процесс кристаллизации в интервале твердо-жидкого состояния позже, чем металл в области участка частичного расплавления. Он должен обеспечивать надежное питание жидкой фазой кристаллизующегося металла в области перехода, т. е. не увеличивать опасность появления околошовных трещин.

При выборе оптимального состава присадочной проволоки обычно исходят из доли расплавленных свариваемых материалов и доли присадки. Эта доля во многом зависит от вида соединения. Наименьшая

доля присадочного металла соответствует стыковому соединению без разделки кромок, а наибольшая — угловому. Стыковое соединение с предварительной разделкой кромок занимает промежуточное положение. Данные по склонности к образованию трещин сплавов, соответствующих металлу получаемых швов, имеются в литературе и обобщены, например, в монографии [17]. Однако для сочетания разноименных сплавов подобные сведения ограничены [59]. При выборе присадочного материала стремятся уменьшить интервал кристаллизации или интервал твердо-жидкого состояния металла шва в результате изменения количества легкоплавкой эвтектики в сплаве или ее более благоприятного распределения и повышения температуры солидуса сплава при введении в него легирующих элементов, образующих более тугоплавкие (по сравнению с эвтектикой) перитектики. Если исходить из увеличения количества легкоплавких эвтектик для борьбы с трещинообразованием, то это может привести к охрупчиванию шва.

Результаты, полученные авторами работы [60] по выбору присадочной проволоки для сочетания сплавов М40 и АМг6, приведены в табл. 30.

Склонность к образованию трещин исследована на листах из сплавов АМг6 и М40 толщиной 5 мм при механизированной АДС вольфрамовым электродом на переменном токе. Наиболее высокие значения показателя склонности к трещинообразованию А (%) на образцах «рыбий скелет» получены при сварке проволокой СвАМг6, а наиболее низкие — при сварке присадочной проволокой Св1201. Прочность стыковых соединений со снятым усилением, выполненных с указанными присадками, примерно одинакова. При испытании на разрыв образцы разрушаются по ЗТВ вблизи границы сплавления со стороны сплава М40. Причина этого — высокая степень неоднородности, вызванная сварочным нагревом, что уже отмечалось для сплавов системы Al—Cu. Непосредственно у границы сплавления легкоплавкие фазы образуют сплошные грубые прослойки по границам зерен вследствие оплавления включений интерметаллидов основного металла (рис. 67).

Иной характер имеют соединения разноименных сплавов при ЭЛС. Здесь обычно присадочный металл не используется, и шов образуется

Таблица 30. Склонность к образованию трещин в швах и механические свойства соединений сплава М40 со сплавом АМг6

Присадочная проволока	А, %	σ_B , МПа		α , град	КСВ, Дж/см ²
		с усилением шва	со снятым усилением		
СвАМг6	56	285	312	44	$\frac{10 - 16}{15}$
М40	43	292	310	38	$\frac{12 - 12}{12}$
Св1201	23	297	300	38	$\frac{12 - 14}{13}$

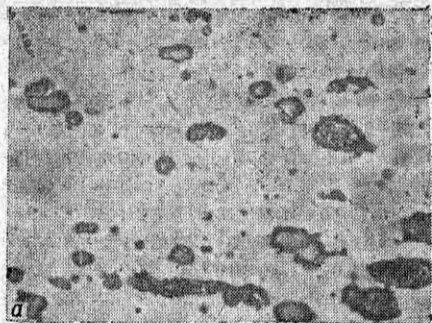


Рис. 67. Микроструктура в ЗТВ (М40) сварного соединения, полученного АДС сплавов М40+1201 ($\times 1500$):

а — начало оплавления; *б, в* — различная степень оплавления по мере приближения к шву

при смешении обоих расплавленных металлов. Подобную задачу исследовали авторы работы [61] для следующих сочетаний: АК4 + АЛ25; АК4 + АК21М2, 5Н2,5 (жаропрочный заэвтектический силумин), АК4 + 1201; АК4 + АМг6; АМг6 + АК21М2, 5Н2,5. До сварки плиты толщиной 25 мм из перечисленных материалов находились в состоянии: из термически упрочняемых сплавов АК4 и 1201 — закаленном и искусственно состаренном; из литейных сплавов АЛ25 и АК21М2,5Н2,5 — отожженном после литья; деформируемый сплав АМг6 — горячекатаном. Результаты определения свойств сварных соединений, полученных способом ЭЛС ($U_{\text{уск}} = 30$ кВ, $I = 180 \dots 240$ мА, $v_{\text{св}} = 60$ м/ч), представлены в табл. 31, где значения временного сопротивления свидетельствуют о том, что при комнатной температуре свойства соединений находятся на уровне аналогичных характеристик менее прочного из двух свариваемых сплавов. Образцы, как правило, разрушались за пределами шва. Наиболее стабильные результаты в условиях высокотемпературных испытаний показали соединения сплавов АК4 + 1201, а также соединения, содержащие в качестве одного из составляющих АК21М2,5Н2,5. Резкое падение показателей прочности при температуре испытаний 200 °С и выше наблюдалось у соединений АК4 + АМг6, хотя при комнатной температуре они оказались самыми прочными. Сопротивление усталости соединений (при симметричном изгибе с вращением на базе испытаний $2 \cdot 10^7$ циклов) соответствует такому же показателю соединений из менее прочных сплавов. В известной мере это объясняется характером изменения твердости сварных соединений. При сочетании сплавов

Таблица 31. Механические свойства соединений разноименных алюминиевых сплавов, выполненных ЭЛС

Свариваемые композиции	σ_B , МПа, при температуре, °С					σ_{-1} , МПа	Место разрушения
	30	200	250	300	360		
АК4 + АЛ25	161	154	148	107	78	55	По сплаву АЛ25 По сплаву АК21М2, 5Н2,5 По зоне сплавления
АК4 + АК21М2, 5Н2, 5	107	92	83	74	56	20	
АК4 + 1201	313	296	260	235	180	Не опред.	
АК4 + АМг6	352	237	201	165	93	90	По сплаву АМг6 По сплаву АК21М2, 5Н2,5
АМг6 + АК21М2, 5Н2, 5	96	88	84	71	50	15	

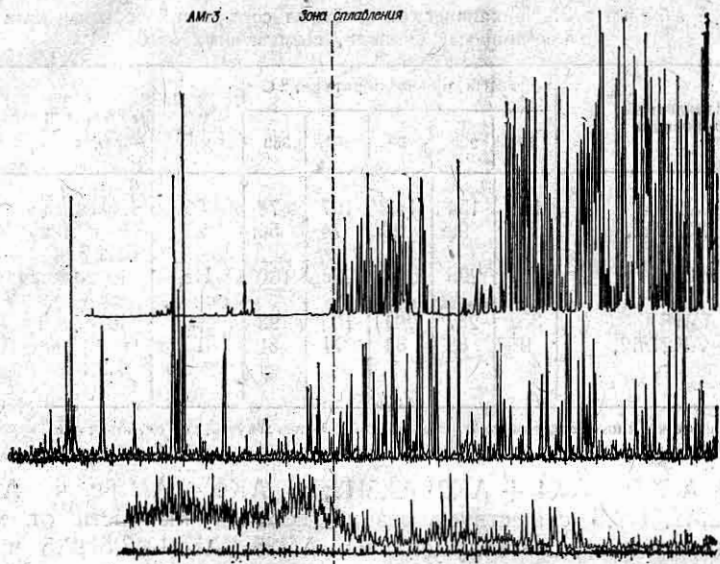
Примечание. Выдержка образцов при соответствующей температуре испытаний — до 20 мин.

АК4 + АЛ25; АК4 + АК21М2,5Н2,5; АК4 + АМг6 и АМг6 + АК2М2,5Н2,5 существует резкий перепад твердости от металла шва к основному металлу сплавов АЛ25, АК21М2,5Н2,5 и АМг6, имеющих низкую твердость в исходном состоянии. Кроме того у литейных сплавов АЛ25 и АК21М2,5Н2,5 наблюдается определенный разброс значений твердости основного металла, связанных с рыхлотами, несплошностями и неметаллическими включениями.

Более высокая твердость металла шва по сравнению с твердостью соединяемых сплавов наблюдается в случае сварки АМг6 + АК21М2,5Н2,5 и составляет 104 *HRB*. Твердость металла шва на уровне твердости отожженного металла отмечается в сочетании термически упрочняемых сплавов АК4 + 1201. У двух других пар — АК4 + АЛ25, АК4 + АК21М2,5Н2,5 — твердость металла шва находится на том же уровне или несколько превышает твердость сплавов, имеющих большую твердость в исходном до сварки состоянии. Ширина ЗТВ наибольшая при сварке термически упрочняемых сплавов АК4 + 1201 и составляет соответственно 17 и 13 мм на сторону от оси шва. У сплавов же АЛ25 АК21М2,5Н2,5 в отожженном состоянии и у сплава АМг6 в горячекатаном состоянии разупрочнение основного металла по высоте вдоль зоны сплавления практически отсутствует. Металлографические исследования сварных соединений показали, что структура основного металла литейных сплавов АЛ25 и АК21М2,5Н2,5 характеризуется наличием большого количества микрорыхлот и несплошностей. По границам кристаллитов твердого раствора наблюдаются эвтектические выделения и интерметаллидные включения. На фоне эвтектики располагаются первичные кристаллы кремния. Выделения эвтектических составляющих и включения кремния более дисперсны в сплаве АЛ25, чем в АК21М2,5Н2,5. Микроструктура основного металла деформируемых сплавов отличается проявлением текстуры деформации с заметной волокнистостью материала, равномерным распределением обособленных включений интерметаллидов и выделений избыточных фаз на фоне твердого раствора. В ЗТВ

AM-3

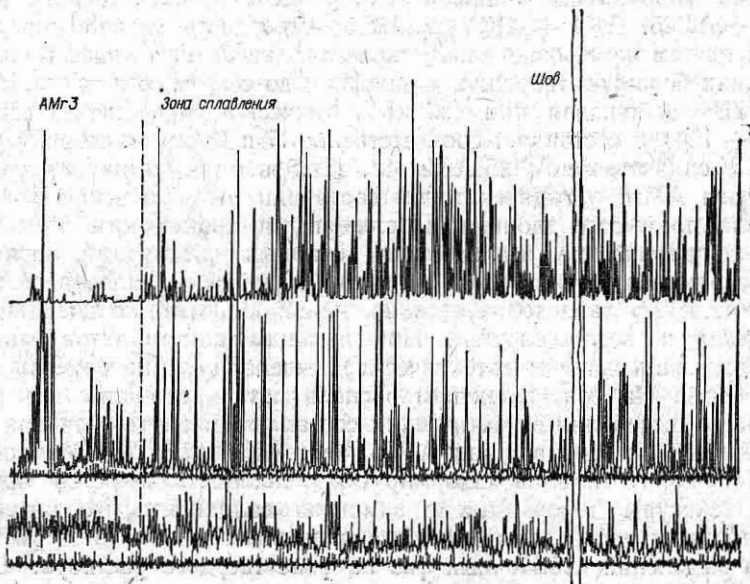
Зона сплавления

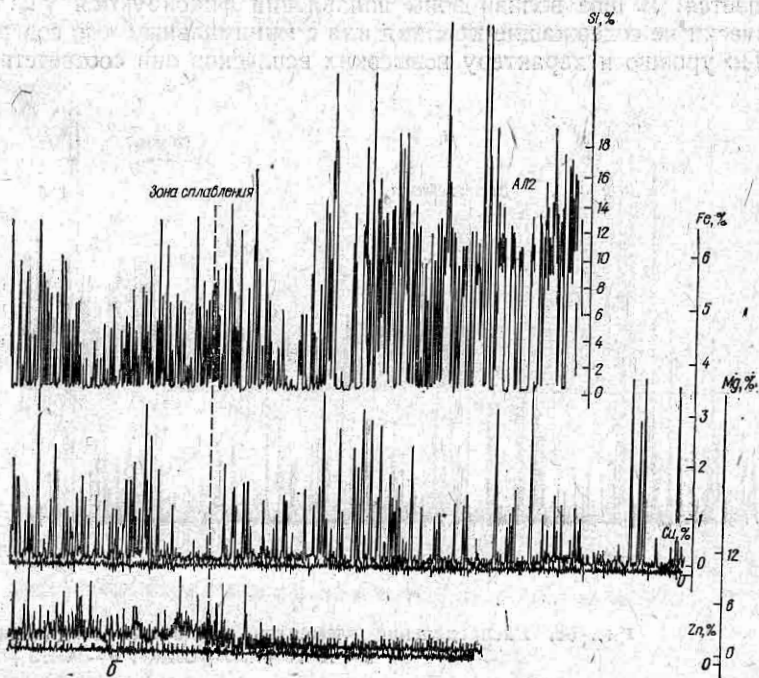
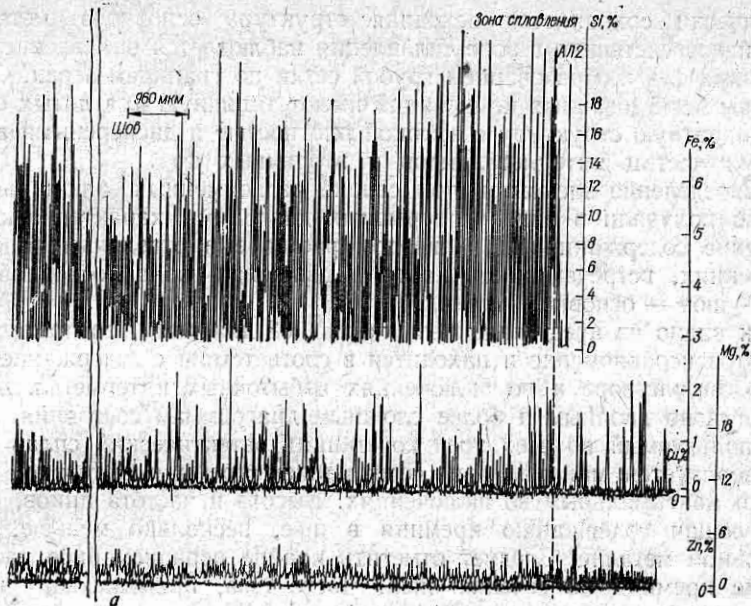


AM-3

Зона сплавления

шов





практически сохраняется исходная структура основного металла, лишь непосредственно в зоне сплавления наблюдается оплавление легкоплавких фаз с образованием грубой сетки по границам зерен. Сварные швы исследованных композиций имеют типичную для литых сплавов дендритную структуру с высокой плотностью и дисперсными выделениями частиц интерметаллидов и вторичных фаз.

Распределение элементов при сварке равноименных алюминиевых сплавов получали в виде непрерывных диаграмм, характеризующих изменение содержания их в твердом растворе и отдельных фазовых включениях, встречающихся на пути движения зонда основной металл — шов — основной металл.

Как видно из представленных на рис. 68 диаграмм, распределение элементов неравномерно и находится в соответствии с содержанием их в твердом растворе и во включениях избыточных интерметаллидных фаз согласно двойным и более сложным диаграммам состояния.

Используемый во всех трех сочетаниях эвтектический сплав АЛ2 характеризуется минимальным содержанием кремния в твердом растворе и максимальным во включениях. Высота и частота пиков, соответствующая содержанию кремния в шве, несколько меньше, чем в основном металле. Следует отметить крайне неравномерное распределение кремния по сечению шва. Часть шва, примыкающая непосредственно к зоне сплавления со сплавом АЛ2, характеризуется повышенным содержанием кремния по сравнению с остальной его частью. По мере перемещения зонда к центру шва и особенно вблизи зоны сплавления со сплавом АМг3 и алюминием АДО содержание кремния уменьшается. В шве вблизи зоны сплавления фиксируются участки, практически не содержащие кремния или с минимальным его содержанием. По уровню и характеру невысоких всплесков они соответствуют

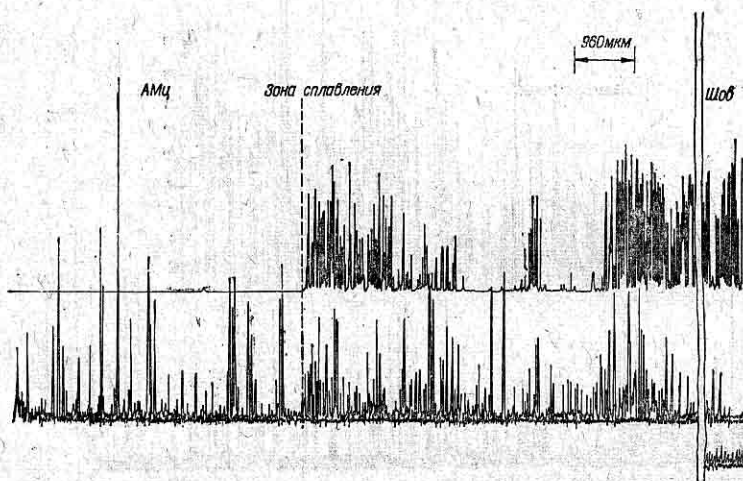
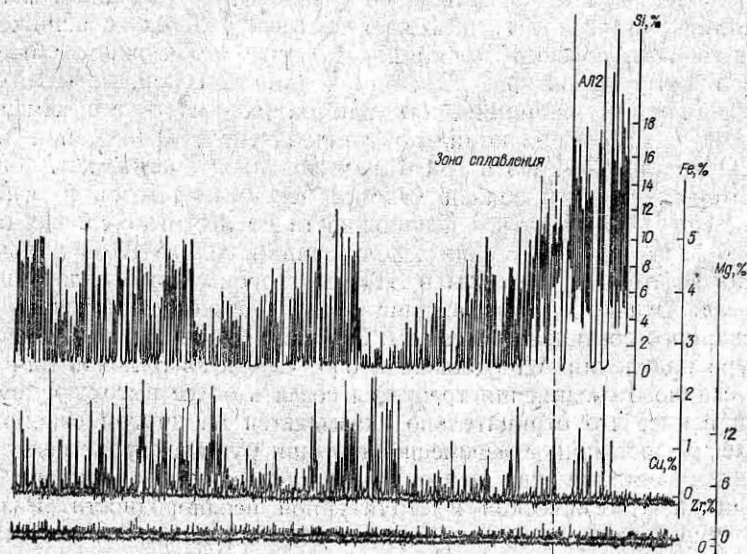


Рис. 68. Распределение элементов в сварных соединениях
 а — АМг3 + АЛ2 + СвАК5; б — АМг3 + АЛ2

участкам основного металла сплава АМгЗ или АДО, не перемешавшимся с присадочным металлом в процессе сварки, что уже отмечалось при исследовании структуры таких соединений. Протяженность их составляет 180, 210 и 300 мкм.

Распределение железа практически одинаково для всех составляющих сварного соединения и свидетельствует о минимальном содержании его в твердом растворе (нулевой уровень на диаграмме) и максимальным в отдельных включениях фаз (пиковые всплески). Неравномерность размещения пиков по сечению сварного соединения в основном металле вызвана скоплением или строчечным выделением интерметаллидных фаз, содержащих железо.

При сварке сплава АМгЗ со сплавом АЛ2 проволокой СвАК5 шов вблизи зоны сплавления со стороны сплава АМгЗ содержит больше магния, хотя общий уровень содержания несколько ниже, чем в основном металле. По мере приближения к центру шва и ближе к сплаву АЛ2 содержание магния уменьшается. При сварке проволокой СвАМг6 этих же материалов распределение магния в шве более равномерно и находится примерно на уровне содержания его в основном металле. Следует отметить, что для сплава АЛ2 в участках ЗТВ, непосредственно примыкающих к зоне сплавления там, где температура превышала 550 °С, происходит оплавление эвтектик, о чем можно судить по наличию темной полосы, окаймляющей зону сплавления (рис. 69). О том, что часть металла ЗТВ какое-то время была в жидком состоянии, говорит и тот факт, что образующиеся в нем поры имеют сферический характер. В некоторых случаях, когда время существования жидкой прослойки было достаточно для оплавления



разноименных алюминиевых сплавов при ручной АДС:

+ СвАМг6; * — АМц+АЛ2; + СвАК5; — АМц+АЛ2

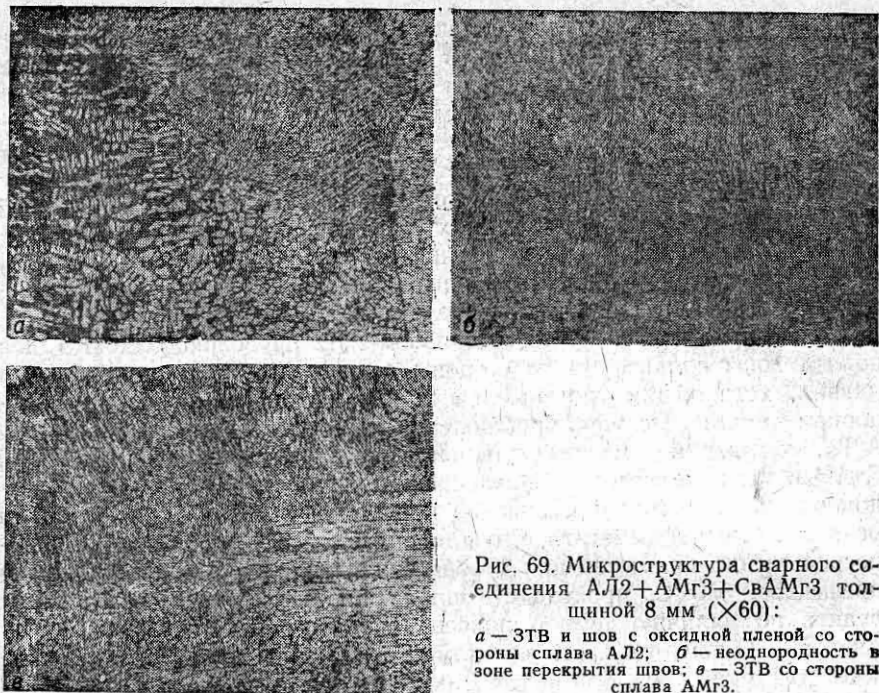


Рис. 69. Микроструктура сварного соединения $Al_2+AMg_3+SvAMg_3$ толщиной 8 мм ($\times 60$):

а — ЗТВ и шов с оксидной пленкой со стороны сплава Al_2 ; *б* — неоднородность в зоне перекрытия швов; *в* — ЗТВ со стороны сплава AMg_3 .

кристаллов α -твердого раствора, вновь образовавшиеся кристаллы α в ЗТВ более мелкие по сравнению с таковыми в основном металле. К темному участку ЗТВ примыкает светлый участок с пониженным количеством включений кремния. Наличие его можно объяснить тем, что при температурах, близких к эвтектической, кремний перераспределяется в алюминии, так как растворимость его изменяется от 0,1 % (по массе) при комнатной температуре до 0,65 % при 577 °С.

В ЗТВ сплавов AMg_3 и AMg_6 дефектов практически нет. Однако в некоторых случаях вблизи участка перекрытия швов в основном металле могут образоваться несплошности по месту локальных оплавлений σ -фазы (рис. 70). При использовании сплава АДО в качестве основного материала дефекты в ЗТВ со стороны этого сплава не выявляются. Однако его применение ведет к резкому снижению качества сварного соединения в целом. Это можно объяснить тем, что температура плавления АДО близка к 660 °С. Следовательно, для получения сварного соединения требуется создать более высокую температуру в ванне, что отрицательно сказывается на другом свариваемом металле. Недостаточное перемешивание при ручной сварке ведет к появлению в металле шва нерасплавившихся участков сплава АДО, а значит и к химической и структурной неоднородности. Различие температур начала и конца кристаллизации вкраплений и окружающего их металла шва является причиной образования микротрещин в шве усадочного характера (рис. 71). Указанное справедливо и при использовании сплава AMc в качестве основного и присадочного металла.

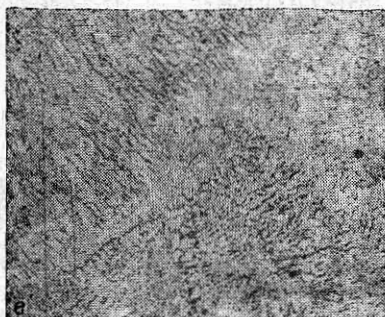
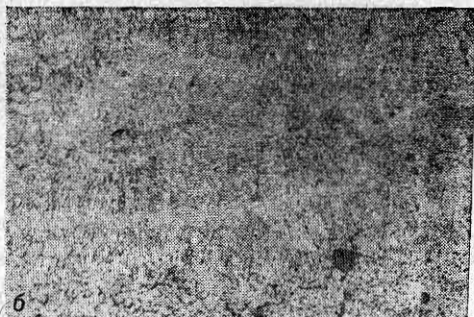
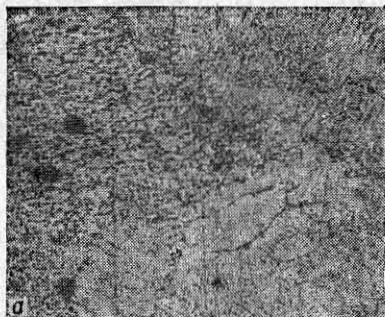


Рис. 70. Микроструктура сварного соединения АМгЗ+АДО+СвАМц ($\times 60$):

а — трещины в шве вблизи зоны сплавления и пористость в ЗТВ со стороны сплава АМгЗ; *б* — пористость и неоднородность в зоне перекрытия швов; *в* — ЗТВ и зона сплавления со стороны АДО.

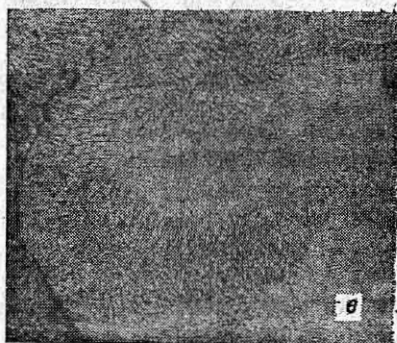
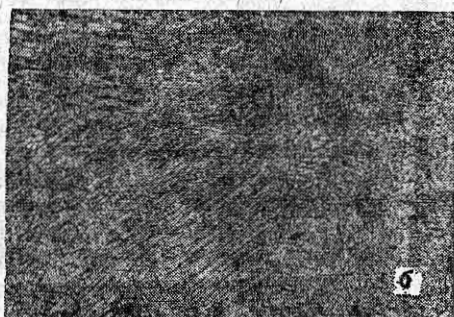
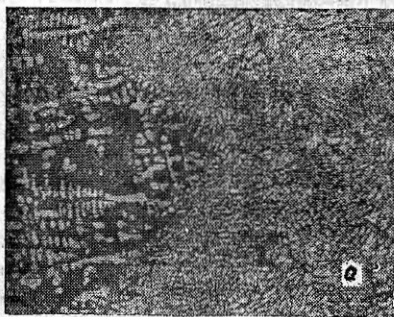


Рис. 71. Микроструктура сварного соединения разноименных алюминиевых сплавов АЛ2+АДО+СвАК5 толщиной 8 мм ($\times 60$):

а — ЗТВ со стороны АЛ2; *б* — шов; *в* — несплавление со стороны АДО.

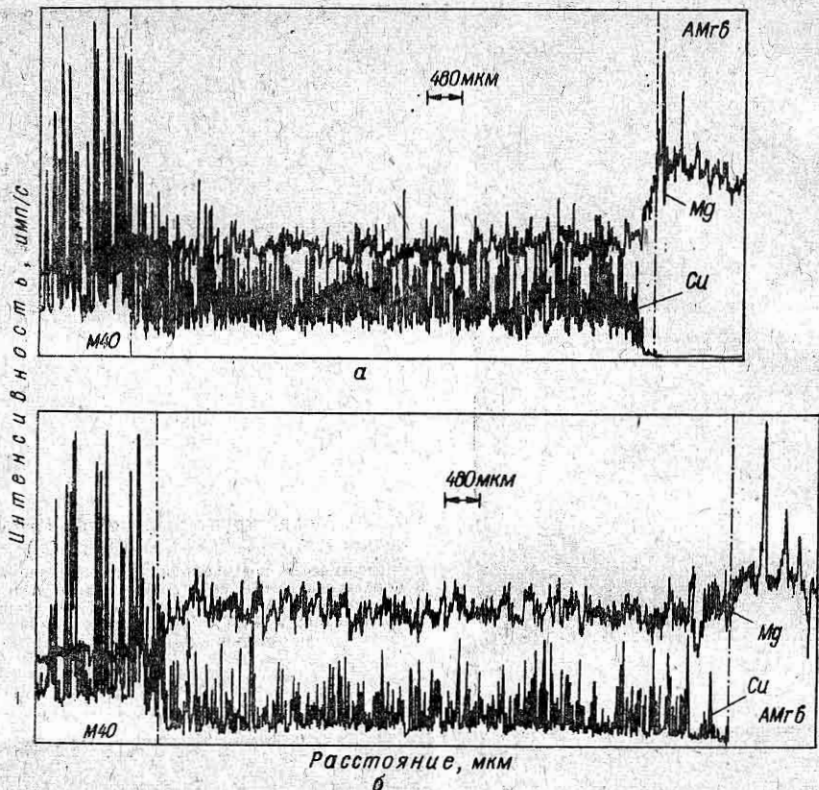


Рис. 72. Диаграммы распределения меди и магния поперек шва при сварке сплавов М40+АМгб с присадкой из сплава М40 (а) и СвАМгб (б). Штрихпунктирными линиями отмечены границы шва.

При недостаточных температуре и перемешивании сварочной ванны возможно несплавление в отдельных участках со стороны более тугоплавкого металла по месту залегания оксидных плен (см. рис. 70). Применение проволоки марок СвАК5 или СвАМгб дает возможность получать однородную мелкокристаллическую плотную структуру металла шва. Однако при недостаточной подготовке поверхности свариваемых материалов в швах можно встретить поры, оксидные пленки. Таким образом, в рассматриваемом сочетании АМгЗ и АЛ2 целесообразно использовать в качестве присадочных проволок СвАК5 или СвАМгб.

В сочетании М40 и АМгб в условиях механизированной сварки распределение основных легирующих элементов поперек шва по результатам микрорентгеноспектрального анализа показано на рис. 72. В окодошовной зоне на сплаве М40 наблюдается значительная неоднородность в распределении меди, а магний на всем протяжении переходной зоны от основного металла к шву распределен сравнительно равномерно. Содержание этих элементов по всему сечению шва примерно одинаково. Переходы от сплава М40 к шву и затем к сплаву

АМг6 на кривых распределения характеризуются плавным изменением количества меди и магния в зоне сплавления. Подобная картина распределения элементов наблюдается при сварке различными проволоками.

Оценить химическую, а также структурную неоднородность полученных ЭЛС соединений разноименных алюминиевых сплавов значительно труднее из-за ограниченных размеров самого шва.

Диаграммы распределения практически одинаковы для железа, марганца, никеля и кремния и характеризуются предельно малым содержанием этих элементов в твердом растворе и максимальным — в отдельных сложных по составу интерметаллидных включениях. Более специфично распределение меди и магния.

Диаграммы распределения меди в исследуемых композициях свидетельствуют о различной концентрации твердого раствора меди в алюминии и интерметаллидных включениях в металле шва. Концентрация меди в твердом растворе металла шва существенно зависит от ее содержания в свариваемых сплавах. Наиболее богатый медью твердый раствор (2,5—3 % Cu) обнаружен в швах соединений сплавов АК4 + 1201 (рис. 73). Большое число высоких пиков на кривой распределения меди в шве вблизи зоны сплавления со стороны сплавов АК21М2,5Н2,5, АЛ25 и АК4 объясняют обогащение шва медью за счет нерастворившихся полностью в процессе сварки интерметаллидных включений основного металла. При сварке сплавов АК4 и АК21М2,5Н2,5, имеющих в своем составе медь, со сплавом АМг6 в первом случае в шве практически нет меди, во втором образуется твердый раствор меди в алюминии (около 0,5 Cu) и большое количество дисперсных интерметаллидных фаз, содержащих медь.

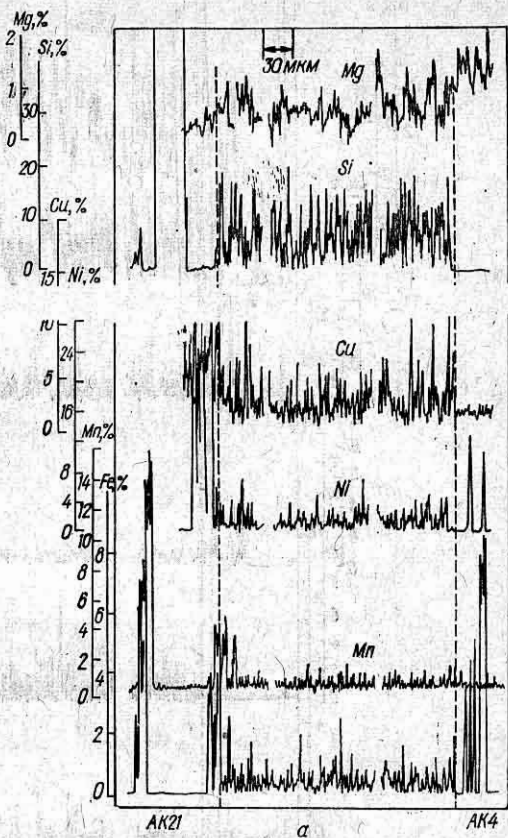
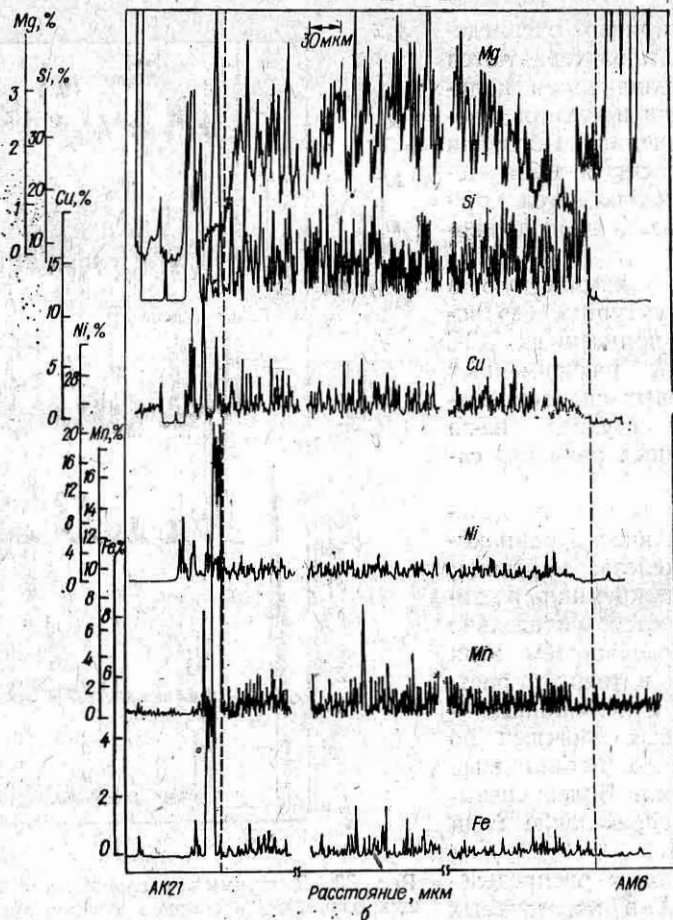
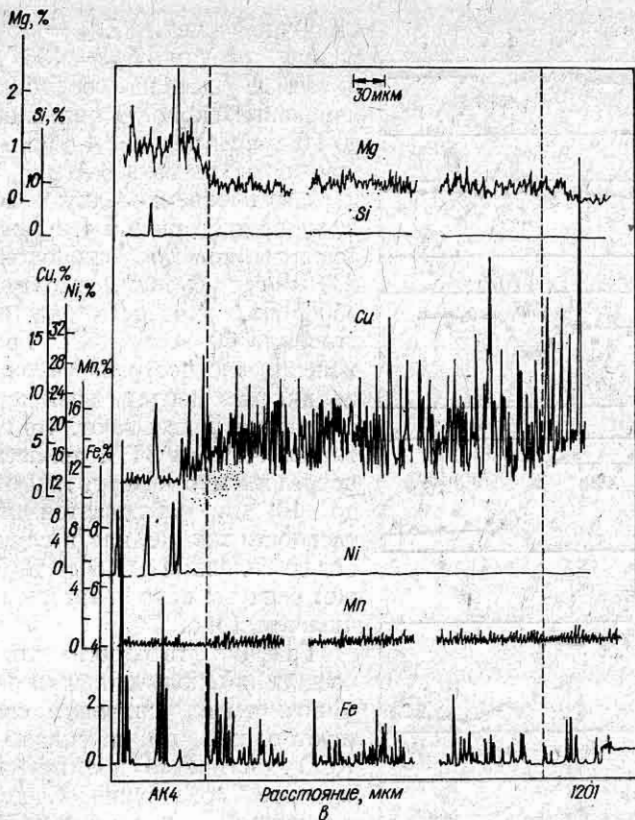


Рис. 73. Диаграммы распределения легирующих элементов в сварных соединениях разноименных алюминиевых сплавов при ХЛС: а — АК21М2,5Н2,5 + АК4; б — АК21М2,5Н2,5 + АМг6; в — АК4 + 1201. Зона сплавления отмечена штриховыми линиями.



Распределение магния в сварных соединениях сплава АК4 со сплавами АЛ25 и АК21М2,5Н2,5 свидетельствует о достаточно высоком содержании и практически одинаковом распределении его по сечению шва. Однако следует отметить, что средняя концентрация магния в металле шва соединений АК21М2,5Н2,5 + АК4 несколько выше, чем в шве соединений АЛ25 + АК4. Аномалии в распределении магния выявляются на диаграммах для сварных соединений сплавов АМ6 + АК и АМ6 + АК21М2,5Н2,5. При переходе от основного металла сплавов АК4 и АК21М2,5Н2,5 к шву на кривых фиксируется резкий рост содержания магния с постепенным и незначительным увеличением его к центру шва, затем некоторое снижение и снова более резкое повышение вблизи зоны сплавления со стороны сплава АМ6. В соединении сплавов АК4 + 1201 обнаруживается очень незначительное количество магния по всей ширине шва.

Анализ диаграмм распределения элементов позволяет оценить не только однородность различных участков, состав фазовых включе-



ний, но и долю участия каждого из свариваемых сплавов в металле шва. Так, для композиции АЛ25 + АК4 шов в основном формируется за счет сплава АЛ25, для АК4 + 1201 — за счет сплава 1201, для АК4 + АМг6 — за счет АМг6, для АК21М2,5Н2,5 + АМг6 — за счет АК21М2,5Н2,5 и примерно одинакова доля участия АК21М2,5Н2,5 и АК4 при сварке последних двух сплавов между собой.

2. Структура и разупрочнение при контактно-стыковой сварке

Формирование соединения в процессе КСС происходит в условиях своеобразного температурно-временного и деформационного циклов. От максимально достигаемых температур до и в период осадки, а также от интервала $T_L - T_S$ и состава свариваемого сплава зависит формирование зон сварного соединения.

Сварные соединения получены на машине со следующими характеристиками: вторичное напряжение холостого хода сварочного трансформатора $U_{2x, x} = 4...7,5$ В, сопротивление короткого замыкания

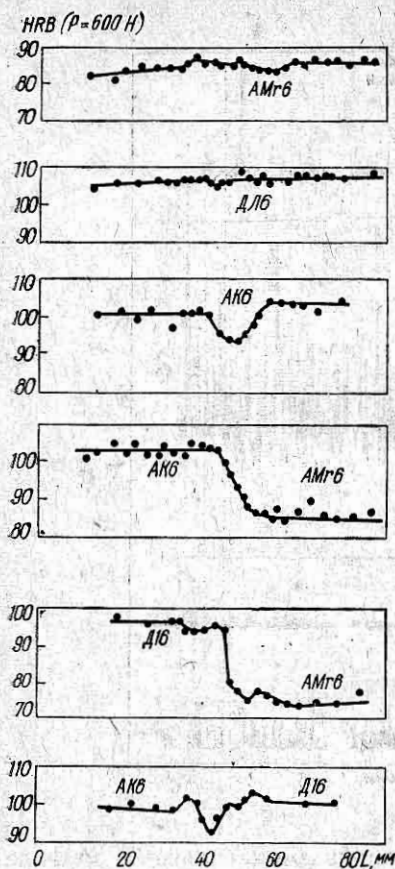


Рис. 74. Изменение твердости сварных соединений при КСС одноименных и разноименных алюминиевых сплавов.

с более низкой твердостью, примерно на 3—4 единицы для сплава В95 и 5—7 единиц для сплава АК6. По мере удаления от шва в сторону основного металла твердость увеличивается до исходного уровня. Имеет место также некоторое снижение твердости со стороны сплава АК6 на расстоянии до 5—10 мм от оси шва на сварных соединениях его со сплавами АМг6 и Д16. При испытании на разрыв образцов непосредственно после сварки выявлено, что коэффициент прочности для одноименных сочетаний сплавов составляет 0,94—0,95, а для разноименных близок к единице (по отношению к менее прочному сплаву). Следует заметить, что разрушение сварных соединений одноименных сочетаний сплавов АМг6 и Д16 происходит в основном по шву, а сплавов АК6 и В95 — по шву или вблизи шва. Разноименные сочетания термически упрочняемого и неупрочняемого сплавов с раз-

вторичной цепи $Z_{к.з} = 150$ мкОм, усилие осадки $F_{ос} = 136$ кН. Свариваемые детали соединялись при изменении скорости оплавления от 1,5 до 25 мм/с в течение 4 с при усредненной плотности тока 6 А/мм². Припуски на оплавление и осадку полос составляли соответственно 4 и 7 мм. Детали осаживались со скоростью более 300 мм/с с усилием, соответствующим 350 МПа, плотность тока при этом составляла 40 А/мм² [62]. Графики изменения твердости на сварных соединениях без последующей термической обработки показывают, что при сварке сплава АМг6 в ЗТВ, прилегающей непосредственно к шву, на расстоянии до 10 мм наблюдается повышение твердости так же, как в случае сварки его со сплавами АК6 и Д16, что может быть вызвано некоторым его упрочнением (рис. 74).

Графики твердости для сварных соединений, полученных на термически упрочняемых сплавах, свидетельствуют о том, что на сплаве Д16 при КСС достигнуто практически равнопрочное соединение. Существенного снижения твердости в ЗТВ со стороны сплава Д16 не обнаруживается, как и при сварке его со сплавами АМг6 и АК6.

На сварных соединениях сплавов В95 и АК6 на расстоянии до 10 мм в одну и другую стороны от оси шва обнаруживается участок металла

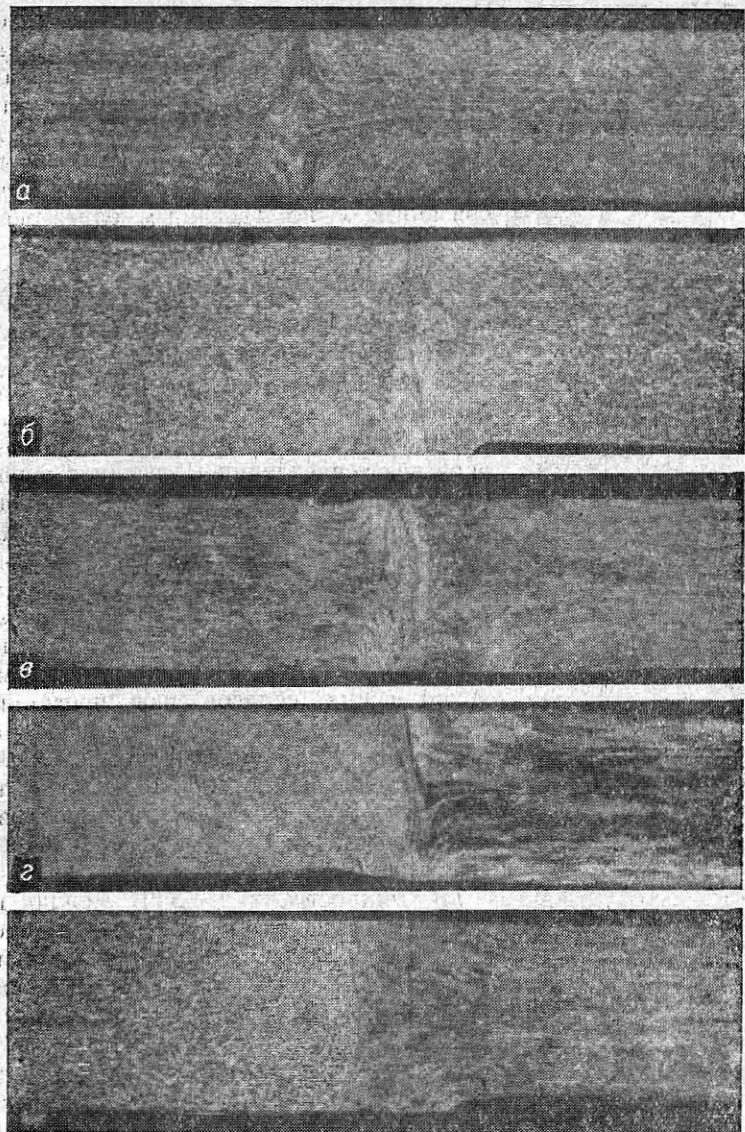


Рис. 75. Макроструктура сварных соединений при КСС сплавов АМг6 (а), Д16 (б), АК6 (в) и АК6 со сплавами АМг6 (г) и Д16 (д) (X5).

личным уровнем твердости разрушаются по ЗТВ менее прочного сплава (АМг6) на расстоянии 6—10 мм от шва, а композиции термически упрочняемых сплавов — по ЗТВ более разупрочненного при сварке сплава.

Следует иметь в виду, что в настоящее время нет надежных методов неразрушающего контроля сварных крупногабаритных узлов.

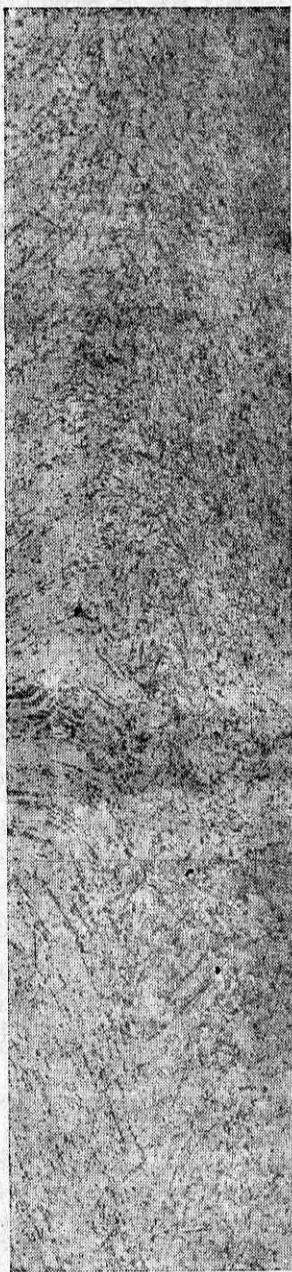


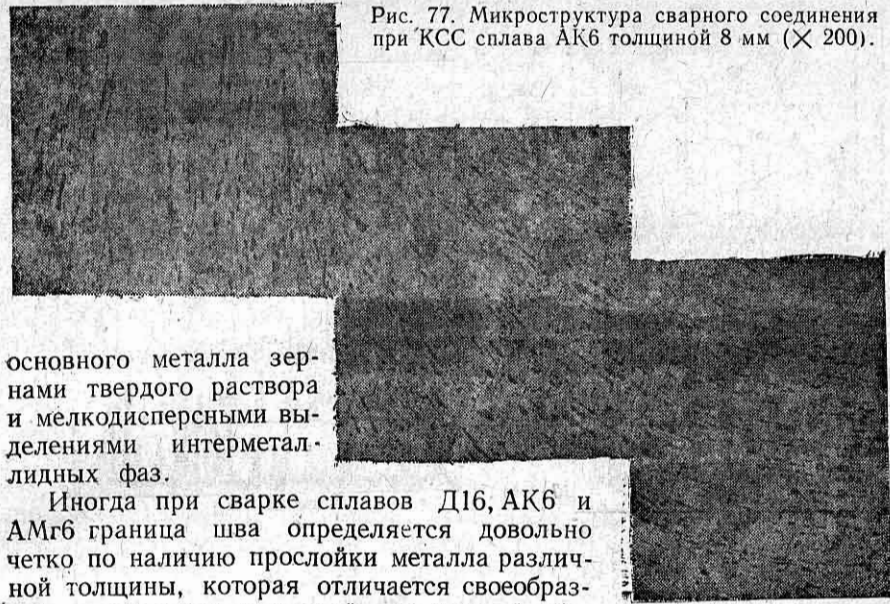
Рис. 76. Микроструктура различных участков сварного соединения при КСС сплава АМг6 толщиной 8 мм ($\times 50$)

Известно, что возможности ультразвукового и рентгенографического методов ограничены в зависимости от типа и характера расположения дефектов, толщины металла и вида конструкции. Для контроля качества соединений, выполненных контактной сваркой, применяют в основном методы, связанные с исследованием определенного числа стыков из готовой продукции или образцов-свидетелей.

В макроструктуре сварных соединений, полученных КСС, выделяются участки основного металла, ЗТВ и собственно шов с плотной структурой и малым размером деформированных зерен. Степень деформации, величина и ориентация зерен в ЗТВ и шве определяется величиной осадки в процессе сварки. Волокна основного металла от середины толщины заготовки расходятся к поверхностям, изменяя свое направление по мере приближения к шву. При этом размер зерен практически не изменяется в сплавах АМг6 и Д16, а в АК6 увеличивается (рис. 75). При сварке разноименных алюминиевых сплавов шов представляет собой границу соприкосновения по-разному деформированных зерен обоих свариваемых сплавов. Форма шва при этом может изменяться от прямолинейной до дугообразной, что объясняется различной пластичностью свариваемых материалов.

В микроструктуре ЗТВ можно выделить участок металла, подвергавшегося пластическому деформированию в процессе сварки, в котором наблюдаются вначале незначительные изменения в ориентации зерен ($25-30^\circ$) и выделений избыточных фаз, затем по мере приближения к шву отклонение составляет примерно 90° . Следует также отметить, что при деформации, соответствующей отклонению на угол до 30° , форма и размеры интерметаллидных фаз практически не изменяются. По мере увеличения деформационного воздействия возникает более четкая строчечность выделений в направлении течения свариваемого металла (рис. 76). Граница соединения (шов) характеризуется повернутыми примерно на 90° по отношению к текстуре

Рис. 77. Микроструктура сварного соединения при КСС сплава АК6 толщиной 8 мм ($\times 200$).



основного металла зернами твердого раствора и мелкодисперсными выделениями интерметаллидных фаз.

Иногда при сварке сплавов Д16, АК6 и АМг6 граница шва определяется довольно четко по наличию прослойки металла различной толщины, которая отличается своеобразной мелкокристаллической структурой без грубых включений исходных интерметаллидов. Толщина ее минимальна в центральной части и увеличивается по мере приближения к периферии свариваемого сечения (рис. 77). Иногда такая структура наблюдается только в периферийных участках соединения, куда при осадке вытесняется оплавленный металл. Анализ структуры исследованных шлифов показывает, что прослойка металла с дисперсными включениями фаз может быть идентифицирована как участок оплавленного и закристаллизовавшегося с большой скоростью металла в процессе деформации при осадке заготовок. Структура заготовок сплавов АМг6 и Д16 в зоне контакта их со сплавом АК6 представляет собой вытянутые вдоль границы соединения зерна твердого раствора и включения интерметаллидных фаз, а сплав АК6 характеризуется волнистым течением металла и соответствующими скоплениями интерметаллидов. Прослойка металла шва заметна лишь со стороны сплава АК6. Сварные соединения равноименных сплавов фактически образуются без видимых промежуточных прослоек металла шва на границе соприкосновения двух различных алюминиевых сплавов, отсутствует заметное перемешивание и диффузия легирующих элементов. Оксидные пленки и другие дефекты не выявлены, о чем свидетельствует картина распределения основных и примесных элементов поперек соединения, полученная с помощью микроанализа рентгеновского спектра путем непрерывного сканирования (рис. 78).

Анализ диаграмм показывает, что для сварных соединений, полученных КСС при однородном сочетании металлов, характерно практически такое же распределение элементов в зоне соединения, как и в основном металле.

Диаграммы распределения железа, марганца и кремния в сплавах

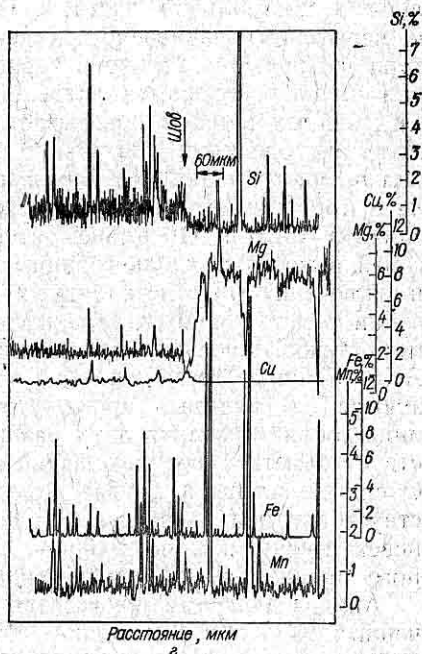
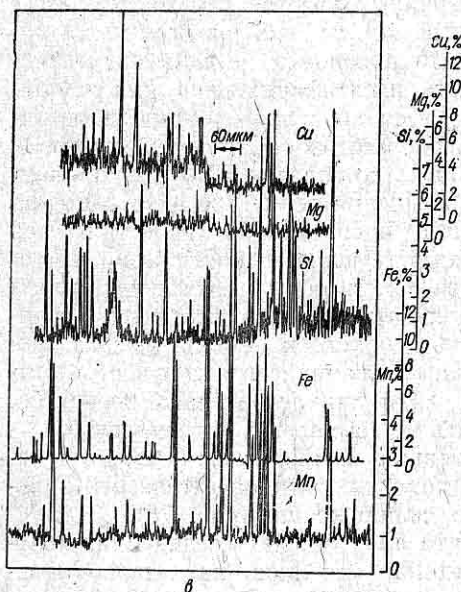
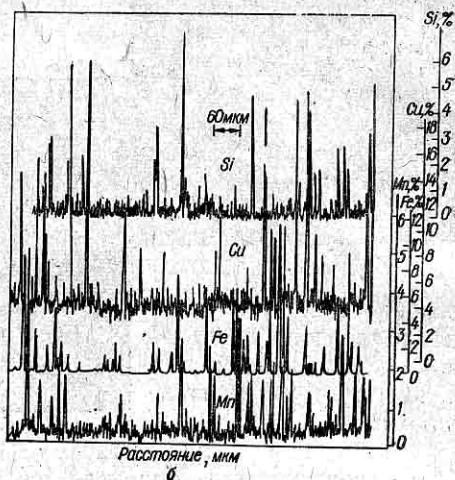
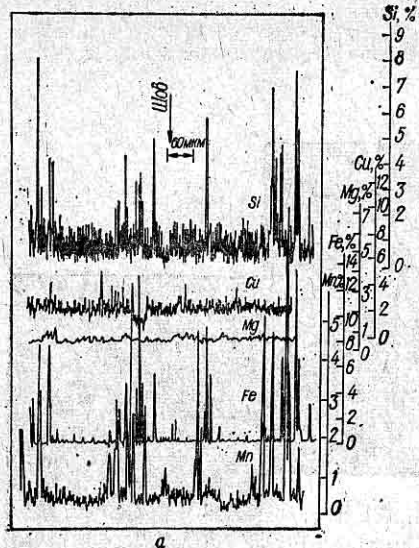


Рис. 78. Распределение кремния, меди, магния, железа и марганца в сварных соединениях при КСС сплавов АК6 (а), Д16 (б), Д16 и АК6 (в), АМг6 и АК6 (г).

АМг6, D16 и АК6 свидетельствуют о различном содержании этих элементов в отдельных фазовых составляющих. Так, при содержании Fe 0,4 % и Mn 0,6 % в сплавах АМг6, D16 и АК6, а также Si 0,4 % в сплаве АМг6, 0,27 % — в сплаве D16 и 1 % — в сплаве АК6 содержание их в отдельных фазах увеличивается на порядок. Следует отметить, что расположение всплесков на кривых изменения содержания различных элементов совпадает между собой, что говорит о сложном характере фаз, содержащих железо, марганец, кремний. На сплаве АК6 с 1 % Si зафиксирована большая частота пиков, отражающих повышенное содержание кремния. Кривые распределения Cu и Mg в сплавах D16 и АМг6 указывают на повышенное содержание этих элементов в твердом растворе. Представляет значительный интерес диаграмма распределения элементов на сварных соединениях разноименных сплавов. В этом случае граница перехода от одного металла к другому фиксируется в виде резких перегибов, соответствующих изменению содержания Cu, Mg, Si (см. рис. 78). Особенно резкий переход в изменении содержания Cu и Mg зафиксирован в образцах сварных соединений сплава АК6 со сплавом АМг6, содержащим много магния (до 6 %) и малую медь (0,1 %) (см. рис. 78, г). Изменение содержания железа и марганца в сварных соединениях разноименных алюминиевых сплавов характеризуется экстремальным содержанием этих элементов в интерметаллидных включениях и минимальным в твердом растворе. Граница перехода от одного сплава к другому на этих диаграммах практически отсутствует, что связано с одинаковым содержанием их в свариваемых сплавах. На полученных диаграммах распределения элементов наличие диффузионных процессов при сварке и переход легирующих элементов одного сплава в другой на значительное расстояние не выявляется, что,



Рис. 79. Структура сварного соединения при КСС пресс-профилей сплава 1201 с предварительным подогревом перед осадкой ($\times 320$).

вероятно, связано с кратковременностью процесса сварки и вытеснением из зоны соединения промежуточных слоев металла.

Рассмотрим особенности формирования сварных соединений при сварке заготовок из сплава 1201 большого сечения ($30\,000\text{ мм}^2$). При контактно-стыковой сварке оплавлением крупногабаритных заготовок переменного сечения, например пресс-профилей, обеспечить однородность свойств более затруднительно. В микроструктуре основного металла наблюдаются первичные грубые включения интерметаллидов типа Al_2Cu . Максимальный размер отдельных включений составляет $15\text{--}25\text{ мкм}$. Ширина ЗТВ минимальна в центральной части и увеличивается к поверхности сварного соединения.

В ЗТВ в результате предварительного и сварочного нагревов и последующей деформации металла при осадке происходят превращения, вызывающие изменение формы, размеров, ориентации зерен и интерметаллидов. При нагреве в результате контактного плавления при 547 °C между включениями фазы Al_2Cu ($T_{\text{пл}} = 690\text{ °C}$) и α -твердым раствором ($T_{\text{пл}} = 640\text{ °C}$) образуются жидкие объемы в массе твердого металла подобно процессам, которые рассматривались при АДС этого сплава (рис. 79). При осадке часть оплавленных прослоек, которая находится ближе к стыку свариваемых деталей, вытесняется, образуя в дальнейшем удаляемый из зоны стыка грат. Сама граница соединения (стык) в этом случае может быть сформирована только за счет обедненного медью твердого раствора и имеет несколько пониженное содержание меди. Содержание меди в основном металле изменяется от $4,5\text{--}5\%$ в твердом растворе до максимального содержания $30\text{--}40\%$ в отдельных интерметаллидах. Высота пиков и их ширина зависят от размеров включений. Границы шва в некоторых участках сварного соединения практически не проявляются на диаграмме распределения, в других обнаруживаются более низким уровнем меди в твердом растворе, может что сопровождаться меньшей плотностью почернений на рентгеновских пленках (светлая полоса). В то же время

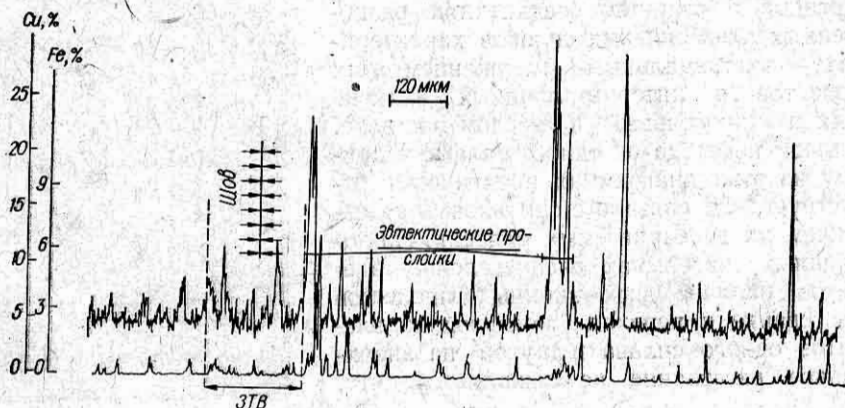


Рис. 80. Распределение меди, железа и кремния при КСС пресс-профилей сплава 1201.

более удаленные от границы стыка оплавленные объемы остаются и из них в процессе охлаждения и деформационного воздействия формируются хрупкие прослойки, представляющие собой эвтектику, проявляющуюся на рентгеновских пленках в виде темных полос. На диаграммах распределения они отмечены многократными всплесками на участках шириной до 60 мкм (рис. 80). Характер и форма расположения эвтектических прослоек зависит от последовательности нагрева до или в период осадки.

При выборе режимов КСС стремятся устранить или максимально уменьшить подобную структурную неоднородность.

**МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ
СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ****1. Подготовка шлифов для металлографического анализа**

Подготовка образцов. Из сварных соединений фрезой вырезают темплеты шириной 10—25 мм для исследований макро- и микроструктуры и измерения твердости. Длина темплетов определяется размерами шва, ЗТВ и участка основного металла на расстоянии не менее 10 мм от ЗТВ, а высота соответствует толщине свариваемых полуфабрикатов. Обычно для измерения твердости и исследований макроструктуры длину образца выбирают с таким расчетом, чтобы он полностью включал шов, зону разупрочнения и основной металл. Образцы для измерения твердости подвергают двухсторонней торцовке, а для изучения структуры контролируемые поверхности в основном торцуют, стругают с последующей обработкой радиальным напильником. Температура, при которой ведется механическая обработка, не должна превышать 50 °С во избежание эффектов старения, возврата для термически упрочняемых и снятия нагартовки на упрочненных при деформации сплавах. Для исследования тонкой структуры температуру охлаждающей среды при механической обработке иногда снижают до точки кипения жидкого азота (—194 °С). Для повышения качества подготовки и уменьшения уровня наклепа изучаемую поверхность последовательно подвергают обработке на абразивной бумаге зернистостью 220—140. Для предотвращения образования царапин, выкрашивания абразивных частиц и их внедрения в исследуемый материал на поверхность наждачной бумаги, закрепленной на вращающемся круге, предварительно наносят тонкий слой твердого парафина. Окончательная доводка поверхности образцов для измерения твердости и исследования макроструктуры осуществляется на бумаге М40. Следует иметь в виду, что на поверхности макрошлифов, особенно из мягких материалов (АДО, Амц), после такой обработки остаются видимые риски, которые могут быть удалены при последующей механической полировке и химической обработке. По сути, такой химической обработке подвергаются шлифы при травлении с целью выявления макроструктуры.

Подготовка микрошлифов. Для исследования микроструктуры применяют образцы меньшего размера, чем макрошлифы. В случае крупногабаритных соединений делают обычно не один, а несколько шлифов. Эти образцы предварительно обрабатываются в той же последовательности, что макрошлифы. Чтобы повысить класс обработки, устранить риски и наклепанный слой, оставшиеся после предыдущего шлифования, удаляют слой металла толщиной 0,1 мм путем шлифовки на кругах с абразивной бумагой М14, М28 с нанесенным слоем парафина.

Во избежание «завала» краев особенно на тонком металле (до 3—4 мм) образцы предварительно помещаются в струбцины или цилиндрические обоймы. Для этой цели лучше использовать материал, близкий по твердости к исследуемому. В качестве материала, фиксирующего положение образца в обойме, применяется пластмасса «Акрел», «Протакрил-М», сера или сплав Вуда. Применение эпоксидных смол в этом случае нежелательно из-за токсичности при последующей обработке. Образец устанавливается на горизонтальной плоскости так, чтобы исследуемая поверхность и края обоймы находились на одном уровне, а с обратной стороны сам образец или подведенный к нему электродный провод выступал в случае последующего применения электрохимической обработки. Подготовленный таким образом образец подвергается шлифовке и полировке.

При переходе от одного номера бумаги к другому необходимо тщательно удалять абразивную пыль, грязь, промывать, высушивать и менять положение образца на 90°. Окончательная стадия механической подготовки заключается в полировке на сукне или фетре, смоченном водной суспензией (10—20 г абразива на 1 л воды) Cr_2O_3 после отстоя крупных фракций.

Частота вращения кругов при обработке алюминиевых шлифов несколько ниже, чем при обработке стали, и составляет 150—600 мин⁻¹. Во избежание перегрева алюминиевые шлифы периодически охлаждают проточной водой. Качество подготовки шлифов контролируется визуально или под микроскопом. Поверхность шлифа должна быть зеркальной без грубых рисок. При подготовке образцов из высоколегированных сплавов необходимо часто менять положение шлифа по отношению к направлению движения круга во избежание образования «хвостов» по месту расположения интерметаллидных включений. В случае изготовления шлифов из разноименных материалов и особенно разнородных следует операцию полировки заканчивать за возможно короткое время, чтобы не создавалась ступенька на границе контакта металлов.

На этом же оборудовании можно обрабатывать шлифы с помощью алмазных паст, которые предварительно наносят на бумагу, сукно или бархат. Размер частиц изменяется соответственно от 40 до 4 мкм. Применение алмазных паст особенно эффективно при изготовлении шлифов из разнородных металлов, например алюминий — сталь, композитов на основе алюминия. Возможные искажения структуры в приповерхностном слое впоследствии удаляются при электролитическом химическом полировании или химическом травлении. Следует отметить, что электролитическая полировка алюминиевых шлифов обеспечивает снятие деформированного слоя, более полное удаление оставшихся рисок и выявляет структуру большинства алюминиевых сплавов без последующего химического травления.

Измерение твердости. Прежде всего поверхность образца подвергают слабому травлению в 10 %-ном водном растворе NaOH при комнатной температуре в течение нескольких минут до выявления контура шва, промывают водой и высушивают. Перпендикулярно к оси шва мягким карандашом наносится линия и предполагаемые точки

последующего замера через каждые 1,5—2 мм по центру templeта — при односторонней сварке или в верхней, центральной и нижней части — в случае двухсторонней сварки. Это дает возможность оценить уровень твердости в шве, ЗТВ, включающую участки подкалки, отжига и старения для термически упрочняемых сплавов, степень и величину снятия наклепа для нагартованных материалов. Измерения проводятся на приборе типа Роквелла при нагрузке 600—1000 Н шариком 1,5 мм (1/16"). Измерения при нагрузке 600 Н предпочтительны, так как при этом имеется возможность получить сопоставимые значения твердости в различных зонах сварного соединения при одном и том же диаметре шарика и нагрузке, особенно при сварке разноименных материалов и сварке проволоками, резко отличающимися по составу от основного металла.

2. Выявление макро- и микроструктуры

Травление макрошлифов. На механически шлифованных образцах визуально определяют наличие грубых дефектов типа несплавлений, раковин, трещин. Последующее травление позволяет определить особенности кристаллического макростроения, характер и расположение дефектов. Макроструктура выявляется, как правило, погружением в реактив или протиранием тампоном, смоченным в реактиве, и периодическим осмотром поверхности шлифа после его промывки. Травители и время травления для каждого конкретного соединения уточняются опытным путем.

Составы реактивов для выявления макроструктуры алюминия, алюминиевых сплавов и сварных соединений одноименных, разноименных и разнородных сочетаний алюминия с другими металлами имеются в работах [21, 63, 64, 65, 66]. Рекомендуются нами составы указаны ниже.

Реактив 1: 72 см³ HCl ($d = 1,19$), 24 см³ HNO₃ ($d = 1,4$), 4 см³ 40 %-ной HF. Применяется для выявления кристаллической структуры сварных соединений практически всех алюминиевых сплавов. Травят при комнатной температуре погружая в реактив на 5—10 с с последующей промывкой теплой, холодной водой и осмотром исследуемой поверхности. Операция повторяется до четкого выявления структуры. Для выявления структуры крупногабаритных образцов травление осуществляется протиранием поверхности тампонами, смоченными в реактиве. Из-за наличия плавиковой кислоты раствор следует хранить в полиэтиленовой или фторопластовой посуде.

Реактив 2: 300 см³ HNO₃ ($d = 1,4$), 100 см³ HCl ($d = 1,19$), 100 см³ дистиллированной H₂O. Применяется для выявления структуры алюминия и малолегированных алюминиевых сплавов. При травлении в холодном растворе время составляет 10—30 мин. В нагретом реактиве до 10—50 °C время травления уменьшается до нескольких минут. Окончательный период травления устанавливают по четкому проявлению структуры. Необходимо учитывать, что реактив 1 по своему действию очень агрессивный, и поэтому важно в этом случае не пропустить момент начала растравливания структуры.

Реактив 3. Состоит из двух растворов: 10 %-ный NaOH и 30 %-ный HNO_3 . Применяется для выявления структуры сварных соединений сплавов, содержащих медь, типа Д16 и 1201. Образец вначале погружают в раствор гидроксида натрия на 5—10 мин, он покрывается черной пленкой (гидроксида меди). Затем образец промывают в горячей и холодной воде с последующим осветлением в растворе азотной кислоты. Операцию повторяют многократно до выявления структуры шва. Следует отметить, что 10 %-ный раствор NaOH применяется также для сплавов, не содержащих медь, с целью определения дефектов в шве и текстуры деформации основного металла без четкого проявления при этом кристаллического строения шва.

Электрополировка и травление микрошлифов. После механической полировки сукном на поверхности шлифа видны невооруженным глазом и более подробно — под микроскопом дефекты и отдельные включения интерметаллидов типа Al_6Mn , $\text{Al}_6(\text{FeMn})$, Al_2Cu , кристаллы Si и др., различающиеся по цвету и форме. Особенно хорошо все многообразие фаз на нетравленных шлифах проявляется на литейных алюминиевых сплавах.

Для электролитического полирования металлографических шлифов используют установку, принципиальная схема которой представлена в работе [21]. Установка состоит из стеклянного сосуда, катода из нержавеющей стали $b = 1 \dots 2$ мм, подвижного анода-зажима, в который помещается исследуемый образец, что позволяет перемещать его в двух плоскостях и устанавливать необходимое расстояние между электродами. Образец должен легко устанавливаться и извлекаться из зажимного приспособления (пинцета) при отключенном электропитании. Во время полировки необходимо осуществлять колебательные перемещения (2—3 раза в секунду) в горизонтальной плоскости, что исключает перегрев образца, электролита и способствует удалению пузырьков газа с полируемой поверхности.

Исследуемый образец не полностью погружается в электролит, а таким образом, чтобы изучаемая поверхность была параллельна плоскости катода и оставалась примерно на одном и том же уровне в процессе полировки. Объем электролита должен исключать его перегрев в процессе работы.

Площадь исследуемого образца 2—4 см^2 , а высота всегда больше меньшей из его сторон при соотношении сторон 1 : 2 или 1 : 3. Для питания применяют источник постоянного тока или выпрямитель. Напряжение регулируется в пределах 60—160 В в зависимости от размера образца и состава электролита. Если образец залит пластмассой или сплавом Вуда, следует предотвратить взаимодействие их с электролитом. В противном случае изучаемый образец покрывается пленкой, состоящей из продуктов реакции.

Наиболее широкое распространение для электрополировки алюминиевых шлифов получили уксусно-хлорные электролиты в различных соотношениях. Составы некоторых из них приведены ниже.

Реактив 4: 345 см^3 HClO_4 , 655 см^3 $(\text{CH}_3\text{CO})_2\text{O}$ [64, 63].

Реактив 5: 200 см^3 HClO_4 , 700 см^3 $(\text{CH}_3\text{CO})_2\text{O}$, 5 г Al на 1 л электролита [63, 64].

Реактив 6: 60 см³ HClO₄, 1000 см³ CH₃COOH [63, 64].

Реактив 7: 30—70 см³ HClO₄, 970—930 см³ ледяной CH₃COOH, 2—4 г Al.

Реактив 8: 765 см³ (CH₃CO)₂ O, 185 см³ HClO₄, 50 см³ H₂O дистиллированной [21].

Лучшим из приведенных составов является реактив 7. Следует иметь в виду, что в любом электролите для полировки алюминиевых шлифов не должно быть избыточной химически свободной воды (уксусная кислота должна быть химически чистой ледяной, а хлорная кислота, чистая для анализа, должна быть не менее чем 42 %-ной концентрации). Необходимо учитывать, что хлорная кислота является сильным окислителем, а электролиты, представляющие собой смеси хлорной и уксусной кислот, взрывоопасны и при обращении с ними требуется большая предосторожность. В процессе приготовления электролитов необходимо добавлять хлорную кислоту в уксусную при постоянном перемешивании. Температура раствора не выше 30 °С.

Готовый раствор помещают в стеклянную посуду и хранят вдали от пламени, нагревательных приборов и защищают от прямых солнечных лучей. В свежеприготовленный раствор добавляют 2—3 г чистого алюминия в виде стружки или фольги и выдерживают не менее суток до употребления. Действие электролита постепенно ухудшается по мере насыщения его ионами полируемого материала, что проявляется в растравливании фазовых составляющих шлифа. Если в центре шлифа не происходит полировка и образуется окисленное пятно, то для его устранения рекомендуется повысить напряжение на электродах. Если на поверхности образца создается полосчатость, состоящая из чередующихся разной травимости слоев, что может быть обусловлено перегревом электролита либо слишком высоким напряжением, то необходимо изменить напряжение и охладить раствор. При неполном устранении рисков, оставшихся после механической полировки и недостаточно четком выявлении структуры, следует увеличить продолжительность полировки. Если при этом риски сохраняются, а структура уже перетравлена, необходимо повторить механическую полировку с получением более качественной поверхности. Питтинг на поверхности шлифа обычно появляется при работе на «старом» электролите. Электролитическая полировка алюминиевых шлифов в зависимости от уровня напряжения выявляет те или иные элементы структуры. При более высоком напряжении четко видны отдельные фазовые включения, при более низком — границы зерен, а фазовые составляющие частично перетравливаются. Поэтому иногда полируют сначала на высоком напряжении, затем на более низком. Для выявления микронесплошностей (микропор, трещин, рыхлот), которые затягиваются мягкой основой в процессе механической обработки и не видны на шлифе, применяют многократную смену операций электро- и механической полировки.

Химическое травление. Электролитическая полировка в ряде случаев не обеспечивает выявления границ зерен. Для этой цели шлифы после электролитической полировки дополнительно подвергают хи-

мическому травлению. Например, сварные соединения, полученные на алюминии высокой и технической чистоты и алюминиево-медных сплавах, травят в растворе типа реактива Келлера. Составы таких растворов следующие.

Реактив 9: 10 см³ 40 %-ной HF, 15 см³ HCl ($d = 1,19$), 25 см³ HNO₃ ($d = 1,4$), 950 см³ H₂O.

Реактив 10: 2,5 см³ 40 %-ной HF, 25 см³ HCl ($d = 1,19$), 8 см³ HNO₃ ($d = 1,4$), 965 см³ H₂O.

Реактив 11: 5 см³ HF, 15 см³ HCl, 25 см³ HNO₃, 955 см³ H₂O.

Реактив 12: 0,5 см³ HF, 1,5 см³ HCl, 2,5 см³ HNO₃, 95,5 см³ H₂O.

Реактив 13: 2 см³ HCl, 1 см³ HNO₃, 0,5 см³ NaF, 97 см³ H₂O.

Сварные соединения на сплавах систем Al—Mg, Al—Mg—Li (AMг6, 1420) подвергают травлению в растворе ортофосфорной или плавиковой кислоты.

Реактив 14: 0,5—10 см³ HF, 100 см³ H₂O.

Реактив 15: 9—25 см³ H₃PO₄, 100 см³ H₂O.

Хранение реактивов, содержащих плавиковую кислоту, и травление в них следует осуществлять в полиэтиленовой или фторопластовой посуде.

Существуют составы реактивов и электролитов для выявления некоторых дополнительных деталей структуры: перистого кристалла, ямок травления, декорирующих выходы дислокаций, получения фольги для просвечивающей микроскопии, текстуры деформации и т. д.

Реактив 16 (для выявления перистого кристалла): 6 см³ 40 %-ной HF, 26 см³ HNO₃ ($d = 1,4$), 78 см³ HCl ($d = 1,19$).

Реактив 17 (для выявления ямок травления): 50 см³ HCl ($d = 1,19$), 47 см³ HNO₃ ($d = 1,4$), 3 см³ 40 %-ной HF.

Реактив 18 (для получения фольги по методу «окна»): 617 см³ H₃PO₄, 134 см³ H₂SO₄, 240 см³ H₂O, 156 г CrO₃, при $U = 9...12$ В; $I = 0,05$ А/дм², $T = 70$ °С [66].

Удаляется оксидный слой путем погружения на 5 мин в холодный реактив: 35 см³ H₃PO₄, 65 см³ H₂O, 16 г CrO₃, тщательно промывается водой до и после погружения.

Приготовленные таким образом шлифы пригодны для изучения микроструктуры при комнатной и повышенной температурах, измерения микротвердости, микрорентгеноспектрального и других методов анализа. При нагреве до 150—400 °С дополнительно происходит термическое травление образцов, поэтому для исследований структурных превращений при высоких температурах достаточно использовать слабо электролитически полированные шлифы. Алюминиевые шлифы могут сохраняться длительное время за исключением сплавов, содержащих магний и литий. Микротвердость измеряется на серийных приборах типа ПМТ-3, ПМТ-5 или LECO-2.

Для изучения распределения твердости отдельных фазовых составляющих (мягкая матрица и твердые интерметаллиды) следует применять небольшие нагрузки (10—20 г), нагружение, снятие нагрузки проводить медленно, в течение 5—7 с, во избежание растрескивания включений. Для оценки усредненных значений микротвердости различных зон сварного соединения применяют нагрузку 50—200 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Справочник по алюминиевым сплавам* / Под ред. В. И. Елагина.— М.: Всесоюз. ин-т легких сплавов, 1978.— 132 с.
2. *Промышленные деформируемые спеченные и литейные алюминиевые сплавы* / Под ред. Ф. И. Квасова и И. Н. Фридляндера.— М.: Металлургия, 1972.— 552 с.
3. *Колачев Б. А., Ливанов В. А., Елагин В. И.* *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов.*— М.: Металлургия, 1981.— 414 с.
4. *Дюмольт С. Д., Лафлин Д. Е., Вильямс Дж. К.* Влияние сварки на микроструктуру термически обрабатываемого сплава 2219 // *Сварка алюминиевых сплавов криогенного и общего назначения.*— Киев, 1984.— С. 58—62.
5. *Промышленные алюминиевые сплавы: Справочник.*— М.: Металлургия, 1984.— 527 с.
6. *Гиршович Н. Г.* О взаимосвязи между процессами затвердевания и кристаллизации // *Кристаллизация металлов.*— М., 1960.— С. 62—68.
7. *Гуляев Б. Б.* *Литейные процессы.*— М.: Машгиз, 1960.— 416 с.
8. *Добаткин В. И.* *Слитки алюминиевых сплавов.*— М.: Металлургиздат, 1960.— 175 с.
9. *Furrer P., Warlimont H.* Gefüge und Eideigenschaften von Aluminiumlegierungen nach rascher Erstarrung. I. Abkühlmethoden Structur und Gefügeausbildung // *Metallkunde.*— Band 62. JANUAR. 1971.— Н. 1.— С. 12—20.
10. *Баландин Г. Ф.* Формирование кристаллического строения отливок.— М.: Машиностроение, 1973.— 288 с.
11. *Оно А.* Затвердевание металлов.— М.: Металлургия, 1980.— 149 с.
12. *Шаманин М. В.* Некоторые вопросы кристаллизации металла шва // *Судостроение.*— 1958.— № 3.— С. 46—48.
13. *Cahn R. W., Haasen P.* *Physical Metallurgy.* Third, revised and enlarged edition.— Part I // Elsevier Sci. Publish. BV, 1983.— P. 100.
14. *Колмогоров А. Н.* К статистической теории кристаллизации металлов // *Изв. АН СССР. Сер. математическая.*— 1937.— № 3.— С. 355—359.
15. *Гиршович Н. Г., Нехендзи Ю. А.* Об основных закономерностях реальной кристаллизации // *Литейные свойства сплавов.*— Киев, 1968.— Ч. 1.— С. 31—34.
16. *Славин Г. А., Солнцева Л. Е., Хорошева В. Б., Маслова Н. Д.* О кинетике затвердевания ванны при импульсно-дуговой сварке тонколистовых материалов // *Свароч. пр-во.*— 1977.— № 1.— С. 3—5.
17. *Рабкин Д. М.* *Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов.*— Киев: Наук. думка, 1987.— 256 с.
18. *Mondolfo L. F.* *Aluminium Alloys Structure and Properties.*— Butterworths: London and Boston, 1976.— S. 971.
19. *Вол А. Е.* Структура и свойства двойных металлических систем.— М.: Физматгиз, 1969.— Т. 1.— С. 755 с.
20. *Хансен М., Андерко К.* Структуры бинарных сплавов / Пер. с англ.— М.: Металлургиздат, 1962.— 608 с.
21. *Hanemann H., Schrader A.* Ternäre Legierungen Des Aluminiums, Band III. Teil 2.— Düsseldorf, 1952.— S. 170.
22. *Ефимов Ю. В.* *Метастабильные и неравновесные сплавы.*— М.: Металлургия, 1988.— 382 с.

23. Курдюмов А. В., Пикунов М. В., Бахтияров Р. А. Плавка и затвердевание сплавов цветных металлов.— М.: Металлургия, 1968.— 228 с.
24. Лариков Л. Н., Исайчев В. И. Диффузия в цветных металлах и сплавах: Справочник АН УССР.— Киев: Наук. думка, 1987.— 509 с.
25. Чернега Д. Ф., Бялик О. М., Иванчук Д. Ф. и др. Газы в цветных металлах и сплавах.— М.: Металлургия, 1982.— 176 с.
26. Новиков И. И., Золотаревский В. С. Дендритная ликвация в сплавах.— М.: Наука, 1966.— 156 с.
27. Пархутик П. А., Куприянова И. Ю. Влияние скорости охлаждения и состава сплавов на изменение концентрации твердого раствора при неравновесной кристаллизации двухкомпонентных систем / Под ред. М. Е. Дриц // Стабильные и метастабильные фазовые равновесия в металлических системах.— М.: Наука, 1985.— С. 190—193.
28. Бадаев В. Г., Гришина Н. П. Диаграмма неравновесной растворимости компонентов в двойных сплавах // Там же.— С. 185—190.
29. Добаткин В. И., Елагин В. И. Гранулируемые алюминиевые сплавы.— М.: Металлургия, 1981.— 175 с.
30. Хэтч Дж. Е. Алюминий. Свойства и физическое металловедение: Справочник.— М.: Металлургия, 1989.— 421 с.
31. Furrer P., Warlimont H. Gefüge und Eigenschaften von Aluminiumlegierungen nach rascher Erstarrung. II. Übersättigungserscheinungen, Einfluß von Wärmebehandlungen, mechanische Eigenschaften // Metallkunde.— Band 62, Februar, 1971.— Н. 2.— С. 100—112.
32. Мовчан Б. А. Границы кристаллитов в литых металлах и сплавах.— Киев: Техника, 1970.— 212 с.
33. Мацуда Ф. Процесс затвердевания металла и рост кристаллов при сварке. Есэцу гаккайси, 1971.— Т. 40, № 4.— С. 276—296.
34. Бочвар А. А. Исследование механизма и кинетики кристаллизации сплавов эвтектического типа.— М.: ОНТИ, 1935.— 75 с.
35. Мовчан Б. А. Особенности микроскопической неоднородности в сплавах // Кристаллизация металлов: Сб. АН СССР.— М., 1960.— С. 314—320.
36. Добаткин В. И. Непрерывное литье и литейные свойства сплавов.— М.: Оборонгиз, 1948.— 154 с.
37. Черный В. П., Сыроватка В. В., Гриценко А. Ф., Ржанов Б. П. Структура и свойства металла швов на сплаве АМг6 при сварке с электромагнитным перемешиванием // Автомат. сварка.— 1972.— № 11.— С. 16—19.
38. Абралов М. А., Абдурахманов Р. У. Аргодуговая сварка алюминиевых сплавов.— Ташкент: ФАН, 1989.— 232 с.
39. Болдырев А. М. Влияние способов модифицирования сварочной ванны на механические и коррозионные свойства соединений из титанового сплава ОТ4-1 // Свароч. пр-во.— 1978.— № 6.— С. 4—6.
40. Abbaschian G. J., David S. A. Grain Refinement in Castings and Welds // The Metallurgical Society of AIME, N. Y. 1983.— P. 293.
41. Ниженко В. И., Флока Л. И. Поверхностное натяжение жидких металлов и сплавов (одно- и двухкомпонентные системы): Справочник.— М.: Металлургия, 1981.— 208 с.
42. Кубичек Л. Н. Влияние некоторых элементов на поверхностное натяжение алюминиевых сплавов // Изв. АН СССР. ОТН. Металлургия и топливо.— 1959.— № 2.— С. 96—103.
43. Бондарев Б. Н., Напалков В. И., Тагарышкин В. И. Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов.— М.: Металлургия, 1979.— 223 с.
44. Лапихов Л. К., Самсонов Г. В. О модифицировании алюминия и сплава А7 переходными металлами // Цветные металлы.— 1964.— № 8.— С. 79—82.
45. Данков П. Д. Кристаллохимический механизм взаимодействия поверхности кристалла с чужеродными элементарными частицами // Журнал физической химии.— 1946.— Т. 20.— С. 853—867.
46. Sundquist B., Mondolfo L. // Trans. Met Soc. AIME, 1960.— V. 221 — P. 607—611.
47. Warr B., Smith R. // Z. Metallkunde, 1975.— Band 66, H. 6.— S. 360—361.
48. Cibula A., Ruddle R. W. The effect of grain size of the tensile properties of high-strength cast aluminium alloys. Journal of Institute of Metals and Metallurgical Abstracts. London. 1949. Vol 76. Part 4. P. 361—376.

49. Мальцев М. В. Модифицирование структуры металлов и сплавов.— М.: Металлургия, 1964.— 213 с.
50. Белоусов Н. Н. Модифицирование силуминов.— Киев: Наук. думка, 1970.— С. 35—37.
51. Колпацев А. А., Медведева Н. Д., Самойлов Ю. А. // Технология легких сплавов.— 1973.— № 8.— С. 15—20.
52. Истомин-Кастровский В. В., Гольдер Ю. Г., Гудков А. В., Ниткин В. П. Сравнительное исследование структуры зон сварного соединения сплава АМг6 // Свароч. пр-во.— 1974.— № 6.— С. 19—22.
53. Бондарев А. А. Состояние техники и преимущества процесса электронно-лучевой сварки конструкций из алюминиевых сплавов // Сварка алюминиевых сплавов криогенного и общего назначения.— Киев, 1984.— С. 10—19.
54. Никитин В. И., Булыгин А. Г. Свойства сварных соединений сплава 1420 // Актуальные проблемы сварки цветных металлов.— Киев: Наук. думка, 1980.— С. 63—65.
55. Филатов Ю. А., Алов А. А., Левченкова А. А. Чувствительность полуфабрикатов сплава АМг6 к пористости в околошовной зоне и методы контроля // Технология легких сплавов.— 1970.— № 3.— С. 24—27.
56. Влияние грубозернистой структуры штамповок из сплава АМг6 на качество сварных соединений / Г. Л. Зубриенко, Ф. З. Тененбаум, П. Ш. Ландца и др. // Свароч. пр-во.— 1973.— № 10.— 22 с.
57. Лозовская А. В., Ищенко А. Я., Верховодов П. А. Особенности микро-структуры сварных соединений сплава 1201 // Автомат. сварка.— 1977.— № 7.— С. 29—32.
58. Рязанцев В. И., Толкачев Ю. И., Славин Г. А., Пряхина Т. А. Особенности макро- и микро-структуры сварных соединений из алюминиевого сплава системы // Свароч. пр-во.— 1987.— № 9.— С. 22—24.
59. Liptak Y. A., Baysinger F. R. Welding dissimilar alloys // Weld. Journ.— 1968.— V. 147, N 4 — P. 173—180.
60. Ищенко А. Я., Лозовская А. В., Игнатъев В. Г. Свариваемость сплава № 40 с АМг6 // Автомат. сварка.— 1980.— № 2.— С. 44—46.
61. Электронно-лучевая сварка разноименных алюминиевых сплавов / Бондарев А. А., Чернов В. Ю., Лозовская А. В. и др. // Там же, 1983.— № 10.— С. 8—25.
62. Исследование сварных соединений, полученных при контактно-стыковой сварке одноименных и разноименных алюминиевых сплавов / Д. М. Рабкин, А. В. Лозовская, А. А. Семенов и др. // Сб. докладов VIII Всесоюз. совещ. по сварке разнородных, композиционных и слоистых материалов.— Киев: Наук. думка, 1983.— С. 122—125.
63. Баранова Л. В., Демина Э. Л. Металлографическое травление металлов и сплавов: Справочник.— М.: Металлургияздат, 1986.— 256 с.
64. Коваленко В. С. Металлографические реактивы: Справочник.— М.: Металлургия, 1981.— 120 с.
65. Лаборатория металлографии / Е. В. Панченко, Ю. А. Скаков, Б. И. Кример и др.— М.: Металлургия, 1965.— 439 с.
66. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хович, Р. Николсон и др.— М.: Мир, 1968.— 574 с.
67. Моисеенко И. Г., Столбов В. И., Тирченко М. А. Окисные включения при сварке сплава АМг6 // Свароч. пр-во.— 1968.— № 5.— С. 23—24.
68. Ищенко А. Я., Лозовская А. В., Склабинская И. Е. Зависимость склонности алюминиевых сплавов к образованию сварочных трещин от характера кристаллизации вблизи солидуса // Технология легких сплавов.— 1981.— № 10.— С. 7—13.
69. Лозовская А. В., Ищенко А. Я., Рабкин Д. М., Чаюн А. Г. Влияние металлургической наследственности полуфабрикатов из сплава АМг6 на плотность и механические свойства сварных соединений // Автомат. сварка, 1977.— № 5.— С. 25—29.
70. Рабкин Д. М., Ищенко А. Я., Саенко М. И. и др. Сварка плит из алюминиевого сплава 1201 // Там же, 1975.— № 5.— С. 58—61.
71. Рабкин Д. М., Ищенко А. Я., Игнатъев В. Г. и др. Влияние примесей на механические свойства соединений алюминиевого сплава 1201 // Там же, 1973.— № 7.— С. 53—55.

72. Ищенко А. Я., Саенко М. И., Лозовская А. В., Васильева Г. Б. Свариваемость сплавов типа АМг6 повышенной чистоты // Там же, 1973.— № 12.— С. 54—58.

73. Лозовская А. В., Рабкин Д. М., Слепченко Н. Н. и др. Выявление мелкой пористости в сварных соединениях сплавов АМг6, 1201 // Там же, 1976.— № 10.— С. 71—72.

74. Лозовская А. В., Завирюха В. И., Славова Е. М. Разупрочнение нагартованного сплава АМг6 при сварке плавлением // Там же, 1989.— № 11.— С. 70—71.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Основные условные обозначения	3
Введение	5

Глава I

Производство и свойства свариваемых полуфабрикатов из алюминиевых сплавов

1. Получение первичного алюминия	8
2. Металлургический передел первичного алюминия	10
3. Особенности структуры и механические свойства полуфабрикатов	24
4. Температурный интервал кристаллизации сплавов	35

Глава II

Формирование соединения при сварке плавлением

1. Строение сварного соединения	46
2. Кристаллизация металла шва	48
3. Фазовый состав	62
4. Физическая и химическая неоднородность и способы ее снижения	67

Глава III

Структура металла шва

1. Макроструктура швов сварных соединений различного класса алюминиевых сплавов	85
2. Микроструктура швов сварных соединений алюминиевых сплавов	88
3. Дефекты	94

Глава IV

Структура околшовной зоны

1. Зона термического влияния при сварке сплава АМг6	102
2. Зона термического влияния при сварке термически упрочняемых сплавов	105
3. Структура и свойства соединений в зависимости от металлургической наследственности полуфабрикатов	116

Глава V

Соединения разноименных алюминиевых сплавов

1. Структура соединений при сварке плавлением	121
2. Структура и разупрочнение при контактно-стыковой сварке	132

Приложение

Методика исследования структуры сварных соединений

1. Приготовление шлифов для металлографического анализа	146
2. Выявление макро- и микроструктуры	148
Список литературы	152

Научное издание

РАБКИН Даниил Маркович
ЛОЗОВСКАЯ Алия Валериановна
СКЛАБИНСКАЯ Ирина Евгеньевна

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ
СВАРКИ АЛЮМИНИЯ
И ЕГО СПЛАВОВ

Художественный редактор *И. М. Галушка*
Технический редактор *Б. М. Кричевская*
Корректоры *В. Н. Семенюк, И. В. Точаненко*

ИБ № 11594

Сдано в набор 04.03.91. Подп. в печ. 17.01.92. Формат 60x90/16. Бум. тип. № 1. Лит. гарн. Выс. печ. Усл. печ. л. 10,0. Усл.-кр. отт. 10,0. Уч.-изд. л. 11,32. Тираж 900 экз. Заказ 1-99.

Издательство «Наукова думка»,
252601 Киев 4, ул. Репина, 3.

Отпечатано с матриц книжной фабрики
им. М. В. Фрунзе, 310057 Харьков, 57,
ул. Донец-Захаржевского, 6/8 в Жовковской
книжной типографии 292310. Жовква,
Львовской обл., ул. Василианская, 8. Зак. 492.