

90 лет
БНТУ

The aim of the work is development of new compositions of aluminium alloys with refractory metals of transition group and chromium due to range extension of alloying at usage of high speed of melts cooling.

Г. В. ДОВНАР, Л. П. ДОЛГИЙ, А. А. АНДРИЦ, БНТУ

УДК 621.74

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЙ СКОРОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Условия кристаллизации оказывают решающее влияние на формирование структуры и свойств сплавов. Кристаллизация сопровождается перераспределением растворенных компонентов сплава между твердой и жидкой фазами, что в определенных условиях может привести к химической неоднородности отливки, образованию неравновесных фаз, расширению области существования твердого раствора, измельчению микроструктуры сплавов. Наиболее значительное влияние на указанные процессы оказывает скорость кристаллизации отливки.

В производственных условиях кристаллизация слитков происходит при скоростях, значительно превышающих равновесные скорости кристаллизации. Но для фасонной макроотливки (слитка) существует предельная скорость кристаллизации, определяемая, главным образом, технологией литья и в небольшой степени маркой сплава. Ограничивает повышенную скорость охлаждения также склонность сплавов к трещинообразованию, особенно высоколегированных. Самая высокая интенсивность охлаждения (до 100 °C/c) обеспечивается при литье под высоким давлением.

Реализация более высоких, чем в обычных производственных условиях, скоростей кристаллизации позволяет разрабатывать новые составы сплавов и значительно повышать свойства существующих. Это касается, прежде всего, систем алюминий–переходные металлы и алюминий–кремний.

В промышленных литейных алюминиевых сплавах содержание тугоплавких металлов как легирующих элементов из-за образования крупнокристаллической первичной структуры ограничивается следующими пределами: Ni < 2,8%; Fe < 1,0; Mn < 0,8; Cr < 0,5; Ti < 0,3; Be < 0,25; Zr < 0,2; В < 0,1%. По этой же причине установлено и мак-

симальное содержание Si – не более 22%. В других сплавах указанные элементы могут оцениваться как вредные металлических примеси. Вместе с тем известно, что компактная форма и небольшие размеры интерметаллидов и кремния способствуют повышению механических свойств (особенно жаропрочности), износостойкости, уменьшению коэффициента термического расширения и улучшению некоторых других характеристик сплавов.

Целью работы является разработка новых составов алюминиевых сплавов с тугоплавкими металлами переходной группы и кремнием за счет расширения диапазона легирования при использовании высокой скорости охлаждения расплавов.

Для получения различных скоростей охлаждения (1–10⁵ °C/c) в лабораторных условиях использовали формы с различной теплопроводностью и конфигурацией, а также специальные технические устройства для гранулирования и распыления металла из жидкого состояния.

Результаты изучения совместного влияния скорости охлаждения и концентрации легирующих компонентов на первичную структуру исследуемых сплавов показали, что во всех случаях увеличение скорости охлаждения приводит к резкому уменьшению линейных размеров интерметаллидов и кремния с переходом сплава в отдельных случаях к дендритной кристаллизации (табл. 1, рис. 1). Наибольший эффект при этом наблюдается у сплавов Al–Si и Al–Cr. Так, при увеличении скорости охлаждения сплавов алюминия с 25% железа и 15% хрома в 1000 раз средний размер алюминидов уменьшается в 30–40 раз. При закалке из жидкого состояния, например, в сплаве алюминий – хром образуется метастабильная фаза Al₄Cr, которая в сплавах исследуемых составов

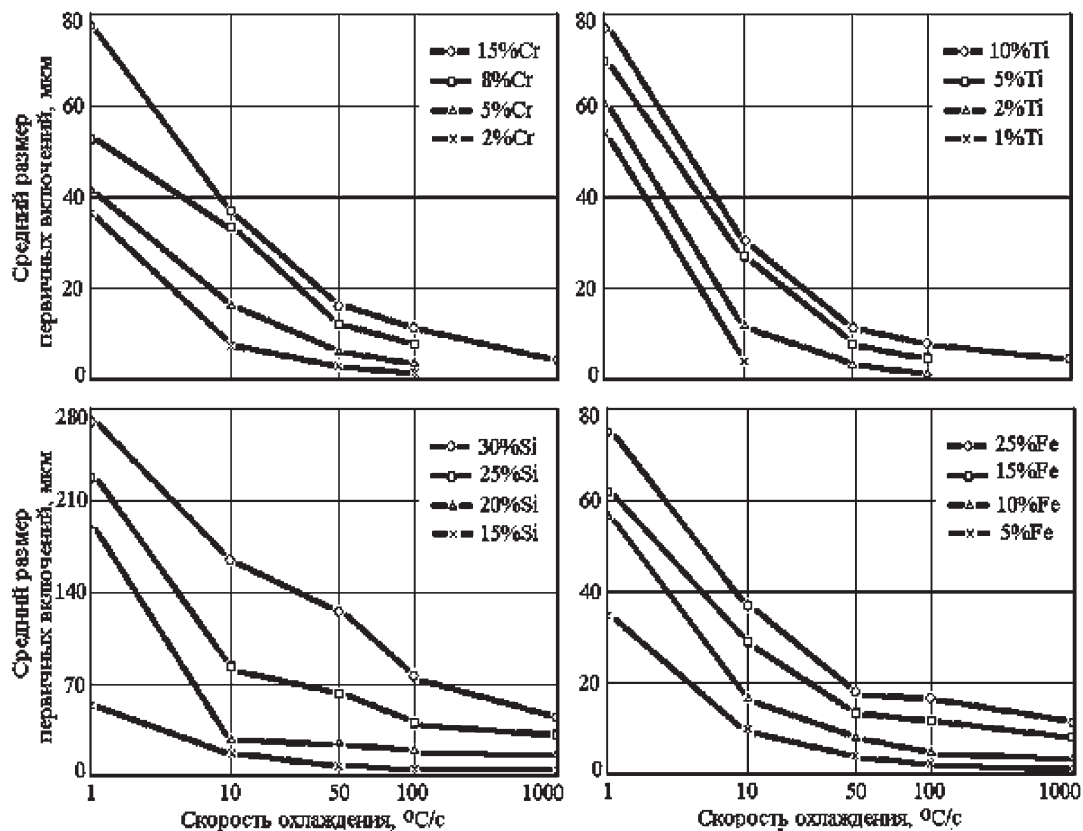


Рис. 1. Влияние скорости охлаждения сплавов на основе алюминия на размеры первичных фаз

Таблица 1. Влияние скорости охлаждения на среднюю (числитель) и максимальную (знаменатель) длину линии пересечения первичных фаз при сканировании сплавов алюминия

Состав сплава	Скорость охлаждения, °C/c				
	2-3	5-10	30-50	80-100	около 1000
Al + 4%Fe	19,6/89,6	12,6/32,0	6,9/11,2	3,1/11,2	2,8/10,1
Al + 8%Fe	27,4/89,8	14,5/64,0	3,7/12,8	2,6/12,0	2,5/11,2
Al + 4%Mn	8,4/52,0	5,2/44,8	1,9/5,6	—	—
Al + 8%Mn	27,2/89,6	14,2/63,2	3,5/12,5	2,7/11,3	2,8/11,2
Al + 4%Nb	6,8/32,0	4,7/16,1	3,4/11,4	3,2/11,1	3,1/8,0
Al + 4%Mo	11,2/64,0	11,1/44,8	3,8/11,8	3,5/11,4	3,3/10,6
Al + 4%Fe + 1%Mn	6,1/32,0	5,7/31,8	3,2/22,4	2,6/22,1	2,2/5,6
Al + 4%Fe + 2%Mn	9,5/44,5	8,6/22,4	3,6/16,0	2,7/8,9	2,6/8,0
Al + 4%Fe + 1%Nb	8,1/54,0	5,9/32,0	—	—	—
Al + 4%Fe + 2%Nb	9,2/44,0	5,4/22,4	3,9/16,0	3,1/11,2	—
Al + 4%Fe + 4%Nb	10,4/44,7	9,8/32,0	3,6/22,4	3,3/11,2	3,0/10,7
Al + 4%Fe + 1%Mo	6,2/32,0	3,9/22,4	3,8/8,0	—	—
Al + 4%Fe + 2%Mo	22,9/54,0	18,0/44,8	3,8/12,1	3,7/11,2	3,6/10,3
Al + 8%Fe + 2%Nb	11,2/29,3	4,8/30,1	4,0/10,1	2,7/8,1	2,1/7,3
Al + 8%Fe + 4%Nb	12,8/44,7	5,4/32,0	4,5/11,2	3,4/11,1	2,9/8,1
Al + 8%Fe + 2%Mo	17,4/89,6	9,7/32,1	3,1/11,3	2,8/11,1	2,6/10,1
Al + 8%Fe + 4%Mo	33,2/128,1	24,4/89,6	5,2/44,8	4,9/22,4	3,9/11,8
Al + 8%Fe + 2%Mn	10,7/44,8	6,8/32,0	4,8/16,1	3,8/11,2	3,2/10,7
Al + 8%Fe + 4%Mn	35,2/179,3	25,7/89,6	8,7/32,1	5,2/22,4	4,5/16,1

при равновесной кристаллизации не обнаруживается. Образование промежуточных фаз при этом подавляется. В сплаве Al-Fe как при равновесной, так и при кристаллизации с высокой скоростью первично образуется фаза Al₃Fe [2].

Для высоколегированных сплавов системы Al-Si и Al-Ti степень относительного измельчения первичных кристаллов ниже вследствие меньшего исходного размера частиц. Кроме того, полнота прохождения перитектической реакции, по кото-

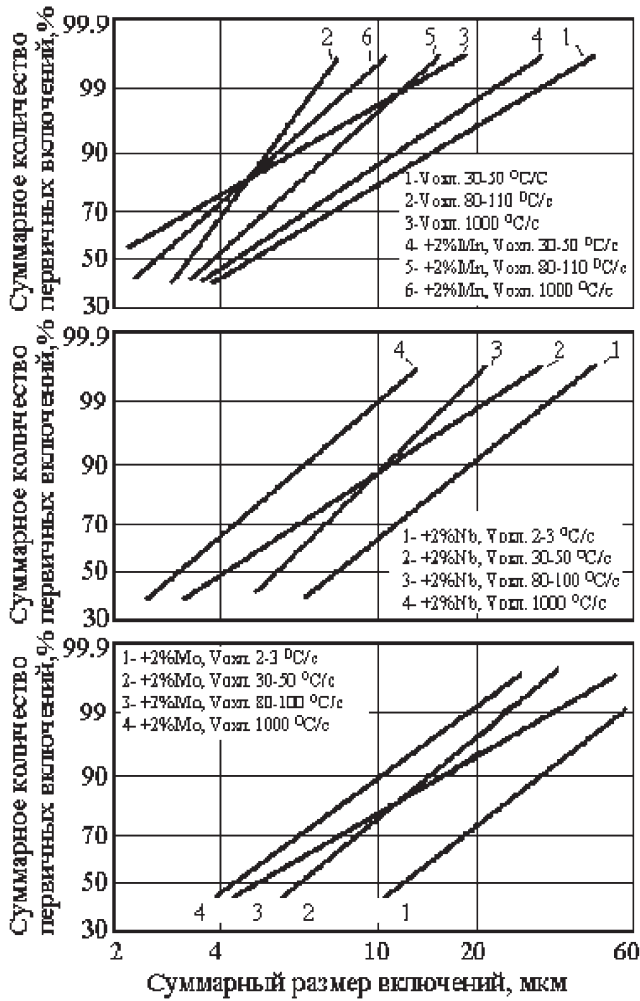


Рис. 2. Распределение по размерам кристаллов первичных алюминидов в сплаве на основе системы Al + 4%Fe в зависимости от скорости охлаждения

рой образуется равновесное интерметаллическое соединение Al_3Ti , вероятно, определяется не только скоростью охлаждения, но и размером частиц высокотемпературной фазы.

В структуре сплавов с 2–8% Cr и 4% Mn при скоростях охлаждения около $10\ 000 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$ отсутствуют первичные интерметаллиды. Для сплава алюминия с 1% титана такой скоростью, при которой весь легирующий элемент фиксируется в твердом растворе, является уже $50 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$. Заметна прямая зависимость размеров кристаллов от концентрации легирующего элемента при всех скоростях охлаждения (табл. 1).

Введение третьего компонента в бинарные сплавы также приводит к снижению линейных размеров интерметаллидов, в частности такого важного показателя, как средняя длина линии пересечения первичных фаз при сканировании микроструктуры слитка (табл. 1, рис. 2).

Особенности строения структуры быстроохлажденных сплавов определяются принципом максимального соответствия структуры образующей-

ся фазы ближайшему порядку жидкости. Расплав при температурах, близких к ликвидусу, имеет наследственную структуру ближнего порядка исходного сплава. Быстрое охлаждение сплавов, перегретых до температур, при которых, возможно, обеспечивается однородное межзатомное перемешивание, позволяет фиксировать это состояние. Кроме того, повышение скорости охлаждения вызывает увеличение переохлаждения расплава. При больших переохлаждениях образуются зародыши метастабильных фаз, их структура по ближайшему порядку подобна жидкости, в равновесии с которой находится пересыщенный твердый раствор. При этом в переохлажденной жидкой фазе не успевает существенно изменяться структура жидкости вследствие максимально затрудненной диффузии и ограниченного времени роста кристалла.

При увеличении температуры заливки до $1100 \text{ } ^\circ\text{C}$ нарушается структура жидкости, а образующиеся в процессе последующей кристаллизации первичные фазы измельчаются. С понижением температуры заливки до температуры ликвидуса формируются области ближнего порядка, способствующие образованию микрообластей или комплексов со структурой, обладающей при данных условиях минимальной энергией. Однако при высоких скоростях кристаллизации эти комплексы, являясь центрами кристаллизации первичных фаз, не успевают вырасти до значительных размеров вследствие резко ограниченного времени роста и низкой диффузионной подвижности компонентов расплава и фиксируются в виде поликристаллических дисперсных выделений (рис. 3).

В следующей части работы изучали совместное влияние на структуру сплавов скорости кристаллизации и размера слитка. Оба фактора взаи-

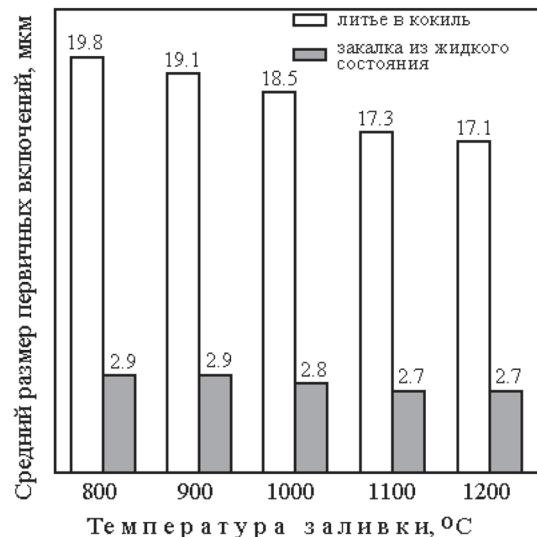


Рис. 3. Влияние температуры заливки сплава Al + 5%Fe на размеры первичных алюминидов

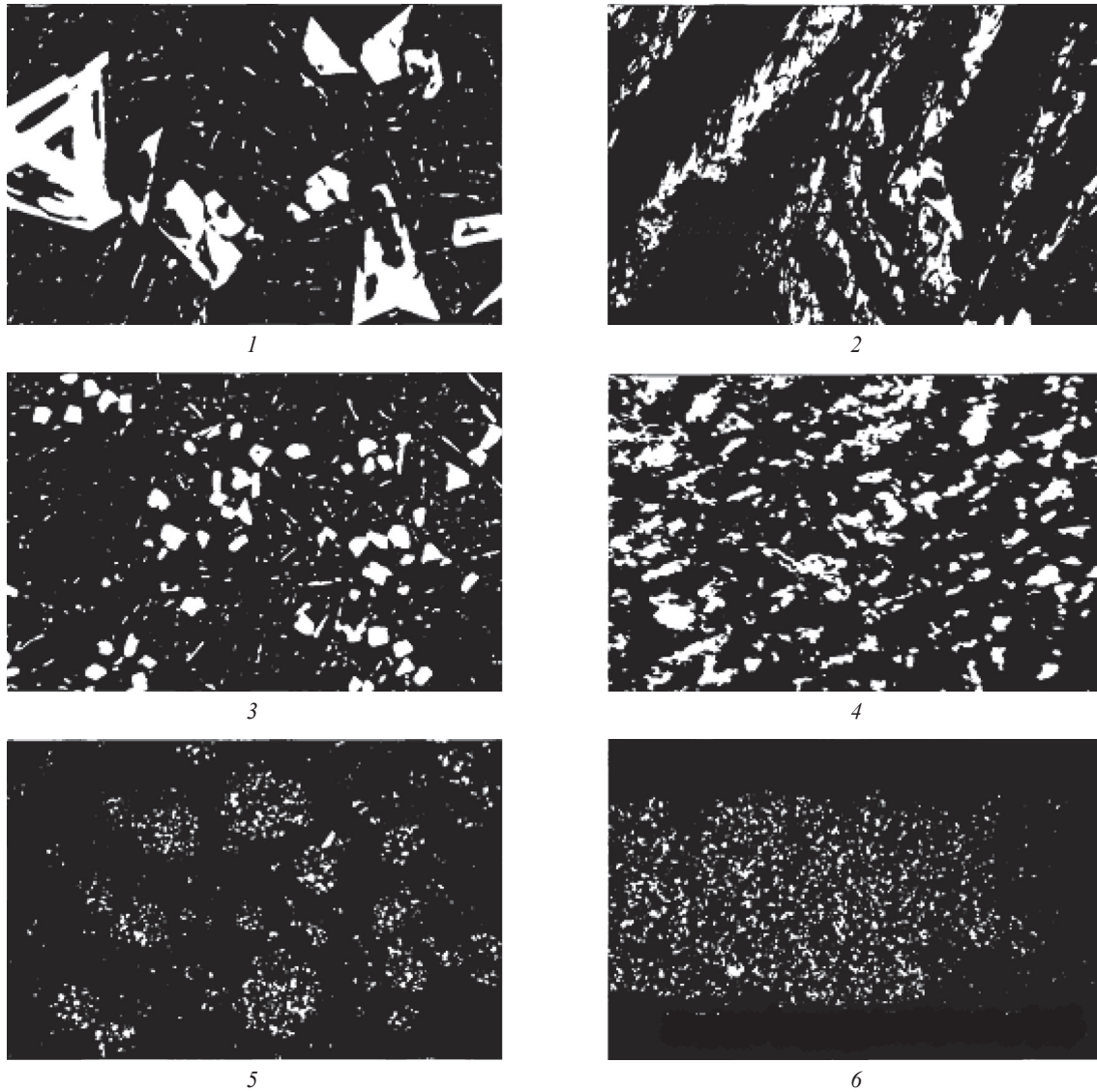


Рис. 4. Влияние скорости охлаждения на микроструктуру сплавов Al + 30%Si (1–3) и Al + 25%Fe (4–6): 1 – скорость охлаждения 10 °C/c; 2 – 10³; 3 – 10⁴ °C/c (порошок, залитый эпоксидной смолой); 4 – 10 °C/c; 5 – 10³; 6 – 10⁵ °C/c (лента, заливаемая эпоксидной смолой). ×500

мосвязаны, так как получение сверхвысоких скоростей в качестве основного условия предусматривает уменьшение размера слитка. Отмечено значительное уменьшение среднего размера первичных кристаллов при уменьшении размера слитка. Наиболее чувствительными в этом отношении оказались сплавы Al–Cr и Al–Fe. Так, в некоторых случаях уменьшение диаметра микрослитка (гранул) в 2 раза приводит к уменьшению размера первичных алюминидов в 3–4 раза (табл. 2). Кроме того, отмечено, что у слитков с уменьшением размера снижается зональная ликвация первичных включений.

Более высокие скорости кристаллизации по сравнению с гранулированием достигаются при дальнейшем уменьшении толщины сечения слитка, а именно при получении порошков распылен-

Т а б л и ц а 2. Влияние размера слитка и концентрации легирующего элемента на средний размер первичных интерметаллидов

Состав сплава	Средний размер первичных кристаллов, мкм, при размере сечения слитка, мм			
	30–40	3,0	2,0	1,25
Al + 10%Cr	48,3	9,8	6,5	2,1
Al + 5%Cr	42,5	7,9	6,0	1,9
Al + 2,5%Cr	27,1	7,1	5,8	1,7
Al + 1,25%Cr	13,4	6,3	2,4	1,1
Al + 5%Ti	11,2	3,7	2,1	1,7
Al + 2%Ti	5,5	2,8	1,3	0,9
Al + 1%Ti	5,1	1,1	0,6	0,3
Al + 10%Fe	43,2	9,7	7,1	2,6
Al + 5%Fe	36,6	8,2	6,2	2,3
Al + 3%Fe	29,1	7,3	5,6	2,1
Al + 30%Si + 7%Ni	18,3	6,1	4,8	4,1

ем расплавов ($V_{\text{охл.}}$ около 10^4 °C/с) и тонкой ленты литьем на вращающийся медный кристаллизатор ($V_{\text{охл.}}$ около 10^5 °C/с).

В табл. 3 приведена сравнительная характеристика заэвтектических силуминов, полученных кристаллизацией по различным технологиям.

Т а б л и ц а 3. Влияние размера слитка и способа его получения на первичную кристаллизацию заэвтектических силуминов

Параметры	Условия кристаллизации		
	литье в кокиль	гранулирование	распыление
Толщина слитка, мм	4–8	1–3	0,01–0,05
Скорость охлаждения, °C/с	10	1000	10000
Средний размер Si_1 , мм	0,05–0,1	0,01	0,001

Как видно из таблицы, при распылении расплава размер первичных кристаллов примерно на порядок ниже, чем при гранулировании и на два порядка ниже, чем при литье в кокиль. Первичная структура сплава при этом представляет собой мелкие частицы кремния, равномерно распределенные по объему слитка (рис. 4).

Значительный эффект достигается охлаждением расплавов на медных водоохлаждаемых дисках. При этом толщина получаемых слитков находится в пределах 5–10 мкм. Структура высококонцентрированного сплава Al + 25% Fe, полученного по указанной технологии, характеризуется максимальным измельчением первичных алюминидов.

Таким образом, по результатам проведенных исследований можно утверждать, что во всех случаях повышение интенсивности теплоотвода при кристаллизации алюминия с переходными металлами и кремнием приводит к измельчению первичных фаз. Увеличение скорости кристаллизации на порядок способствует уменьшению линейных размеров последних примерно в 2–3 раза. Форма игольчатых включений алюминидов железа становится более равноосной.

Полученные результаты позволяют использовать алюминиевые сплавы с высоким содержанием переходных металлов и кремния в качестве конструкционного материала, например, путем экструдирования или прокатки дисперсных быстроохлажденных частиц или применять микро-слитки как лигатуру в фасонном литье [3, 4].

Литература

1. ГОСТ 1583-89. Сплавы алюминиевые литейные. Технические условия.
2. В а р и ч Н. И., К о л е с н и ч е н к о К. Е. Влияние большой скорости охлаждения на структуру и свойства алюминиевых сплавов // Изв. вузов. Цветная металлургия. 1960. № 4. С. 131–136.
3. Д о н а р Г. В. Исследование методов управления структурообразованием сплавов алюминия с тугоплавкими компонентами и разработка на их основе новых технологических процессов получения отливок: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Мн., 1983.
4. Д о л г и й Л. П. Совершенствование и создание новых методов обработки расплава с использованием высокой скорости кристаллизации для повышения эксплуатационных характеристик литейных алюминиевых сплавов: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Мн., 1996.