

## МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

УДК 621.762

А. С. КАЛИНИЧЕНКО, И. Ю. КУПРИЯНОВА, П. А. ПАРХУТИК, И. С. ЧЕБОТЬКО  
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ СКОРОСТНОЙ  
КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АЛЮМИНИЕВО-ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ

(Представлено академиком АН БССР К. В. Горевым)

Железо — неизбежная примесь технического алюминия и его сплавов — традиционно считается вредным, так как наличие в структуре металла грубых игольчатых кристаллов интерметаллида  $\text{FeAl}_3$  сильно охрупчивает материал. Для улучшения показателей прочности и пластичности сплавов  $\text{Al-Fe}$  перспективным представляется использование больших скоростей охлаждения в процессе кристаллизации. По сообщению в [1] высокие механические свойства, особенно при повышенных температурах, обнаружены на образцах, приготовленных спеканием или прессованием мелких частиц  $\text{Al-Fe}$  сплавов, полученных закалкой их жидкого состояния. Как известно, скоростная кристаллизация вызывает резкие отклонения структуры и фазового состава сплавов от предписанных равновесными диаграммами состояния. В исследованиях [2] показано, что уже при сравнительно небольших скоростях охлаждения в процессе затвердевания (порядка  $10^3$ — $10^4$  К/с) при гранулировании образуются сильно пересыщенные твердые растворы многих переходных металлов в алюминии. В отношении же растворимости железа в твердом алюминии, фазового состава и кристаллического строения неравновесных сплавов системы  $\text{Al-Fe}$  имеющиеся сведения весьма ограничены и противоречивы [1, 3]. Не установлены однозначно составы и кристаллическая структура избыточных фаз, образующихся в сильно неравновесных условиях кристаллизации сплавов этой системы [1, 4—6].

Для выяснения степени упрочнения и возможности создания высокопрочных и жаропрочных конструкционных композиций в настоящей работе изучали структурные особенности и свойства быстрокристаллизуемых  $\text{Al-Fe}$  сплавов в зависимости от их состава и скорости охлаждения. Исследованы сплавы с содержанием 1—10 мас. % железа. Перегрев дали на  $100^\circ\text{C}$  выше ликвидуса. Установили следующие скорости охлаждения:  $10^2$  К/с — при заливке расплава в металлическую изложницу диаметром 10 мм;  $10^3$ — $10^4$  К/с — при получении гранул диаметром 1—3 мм центробежным разбрызгиванием расплава и  $10^5$ — $5 \cdot 10^6$  К/с — подачей струи металла на вращающийся металлический барабан. В последнем случае на теплоотводящей поверхности барабана образовалась пленка толщиной 0,1—0,5 мм, интенсивность охлаждения которой изменяли скоростью вращения барабана (20—70 м/с). Изучали микроструктуру и микротвердость сплавов ( $H_u$  при нагрузке на индентор 5 г), прецизионный рентгеноструктурный анализ выполнен на дифрактометре АДП-1. При пониженных в этих условиях скоростях охлаждения ( $10^2$ — $10^4$  К/с) структура доэвтектических (1% Fe) и заэвтектических (2,5—3% Fe) сплавов формируется в виде сильно разветвленных дендритов алюминия в окружении непрерывной сетки тонко дифференцированной эвтектики  $\text{Al+FeAl}_3$ . Имеет место значительный сдвиг эвтектической

точки в сторону интерметаллидного компонента. В структуре образцов сплавов, содержащих 4—5% Fe и затвердевших в металлической изложнице, уже наблюдаются первичные выделения фазы  $\text{FeAl}_3$ , а в гранулах, охлажденных со скоростями  $10^3$ — $10^4$  К/с, первичная кристаллизация этой фазы полностью подавляется, структура выглядит псевдоэвтектической. В этом случае избыточные кристаллы интерметаллида появляются лишь при содержаниях железа свыше 5%.



Рис. 1. Микроструктура пленки сплава  $\text{Al-5\% Fe}$ , охлажденной со скоростью  $5 \cdot 10^6$  К/с (а) ( $\times 1000$ ), и электронограммы нетравящейся и кристаллической зон (б)

Иная микроструктурная морфология складывается в пленках, охлажденных со скоростями  $10^5$ — $5 \cdot 10^6$  К/с. При содержаниях в сплавах до 5% Fe структура является ячеисто-дендритной, представляющей собой неравновесный твердый раствор железа в алюминии без заметных включений эвтектической составляющей. Размер дендритных ячеек уменьшается по мере усиления интенсивности охлаждения как при увеличении скорости вращения барабана, так и по сечению пленки от наружной поверхности до контактирующей зоны.

На рис. 1, а приведена фотография микроструктуры по сечению пленки сплава с 5% Fe, затвердевшего с максимальной скоростью охлаждения  $5 \cdot 10^6$  К/с. Видно, что она состоит из двух зон — однородной мелкокристаллической со стороны наружной поверхности и более узкой, нетравящейся со стороны, контактирующей с кристаллизатором. Электронографическое изучение этих участков выявило наличие гало (рис. 1, б), что указывает на их аморфизацию или очень высокую степень дисперсности структуры. Микротвердость нетравленной зоны примерно вдвое выше, чем наружной ( $H_u$  103—123 и 51—67 соответственно). В структуре пленок с большим содержанием железа по границам дендритных ячеек появляются дисперсные, возможно, эвтектические включения второй составляющей. При 7,5% железа наблюдаются мелкие первичные кристаллы интерметаллидной фазы правильной геометрической огранки.

Полученные результаты по определению параметра решетки твердого раствора в образцах и гранулах, затвердевших при скоростях охлаждения  $10^2$ — $10^3$  К/с, находятся в пределах ошибки эксперимента и не дают возможности с хорошей точностью оценить степень пересыщения матрицы сплавов железом. Однако заметный рост микротвердости  $\alpha$ -фазы с увеличением содержания железа в сплавах может быть связан с возможной растворимостью железа в алюминии.

Изменение периода решетки твердого раствора проявляется заметно

в быстроохлажденных пленках. В связи с меньшим атомным радиусом легирующего элемента—железа по мере растворения его в алюминии идет монотонное снижение параметра решетки  $\alpha$ -фазы. При охлаждении со скоростью  $5 \cdot 10^5$  период решетки чистого алюминия 4,0496 Å уменьшается до 4,0215 и 4,0126 Å для сплавов с 5 и 7,5% железа соответственно (рис. 2, а). Дальнейшее повышение содержания второго компонента в сплавах приводит уже к постепенному увеличению параметра решетки,

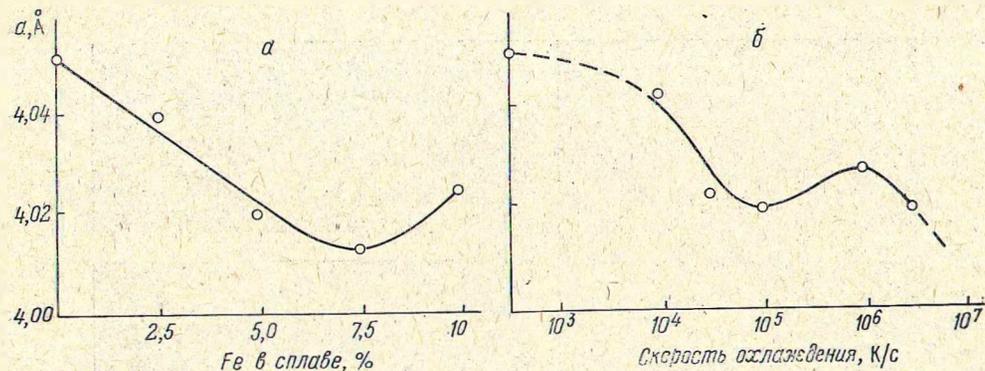


Рис. 2. Изменение параметра решетки  $\alpha$ -фазы в зависимости от содержания железа (а) и скорости охлаждения сплава Al—5% Fe (б)

а следовательно, к снижению концентрации железа в твердом растворе в результате выделения первичных интерметаллидных фаз.

Равновесная растворимость железа в алюминии оценивается в 0,03—0,05% при эвтектической температуре и ничтожно мала при комнатной [1]. Значительное сокращение периода решетки в зависимости от состава сверхбыстроохлажденных расплавов Al—Fe свидетельствует о сильном пересыщении твердого раствора железом. Однако нельзя утверждать, что даже при максимальном уменьшении параметра решетки при скоростном охлаждении достигается полная растворимость железа в алюминиевой матрице. Как показывает фазовый рентгеновский анализ в структуре сплавов с 5 и 7,5% Fe, охлажденных со скоростями  $10^5$ — $10^6$  К/с, присутствует избыточная интерметаллидная фаза. Количество ее, незначительное в пятипроцентном сплаве, при повышении в нем содержания железа заметно возрастает. Темп снижения периода решетки алюминиевой фазы при этом замедляется. Кривая проходит через минимум в области содержания железа в сплаве  $\sim 7,5\%$ , соответствующего наибольшей пересыщенности твердого раствора в данных условиях.

Очевидно, что при разных степенях переохлаждения расплавов механизм взаимодействия компонентов в процессе затрудненной кристаллизации (первичной и эвтектической) должен изменяться, фазовый состав продуктов резко неравновесного превращения не может оставаться одинаковым. Это прослеживается на примере сплава Al—5% Fe, закристаллизованного в разных условиях.

Как следует из рис. 2, б, интенсивность охлаждения  $10^4$  К/с и выше приводит к пересыщению твердого раствора железом за счет подавления кристаллизации равновесной фазы  $FeAl_3$ , параметр решетки сокраща-

ется. При таких больших переохлаждениях создаются условия для зарождения промежуточных фаз [7]. В пленках рассматриваемого сплава, полученных при скоростях охлаждения порядка  $5 \cdot 10^5$  К/с, рентгеноструктурный анализ четко выявляет линии новой метастабильной фазы, спектр которой близок к сильным линиям соединения  $Fe_2Al_5$ . Образование этой богатой железом фазы сопровождается некоторым повышением параметра решетки  $\alpha$ -раствора. Дальнейшее увеличение переохлаждения при сильно ограниченной диффузии тормозит процесс зарождения и роста метастабильного интерметаллида, что приводит к очередному повышению концентрации железа в  $\alpha$ -фазе. Как видно при максимально достигнутых скоростях охлаждения  $10^6$ — $5 \cdot 10^6$  К/с, интенсивность линий интерметаллидного спектра ослабевает, период решетки опять соответственно уменьшается. Необходимо отметить, что с возрастанием переохлаждения наблюдается сильное искажение профилей и изменение количества линий интерметаллидного спектра. Это дает основание считать, что в структуре пленок присутствуют одновременно несколько метастабильных интерметаллидных фаз. В резко неравновесных режимах кристаллизации при близости химических потенциалов возможно сосуществование промежуточных фаз с пересыщенным твердым раствором. Можно предположить, что при дальнейшем повышении скорости охлаждения реализуются условия для образования метастабильных фаз с меньшим количеством легирующего элемента, например соединения  $FeAl_6$  [1, 4], и ожидать нового локального минимума на кривой изменения параметра решетки твердого раствора от степени переохлаждения расплава. При критических переохлаждениях становится возможным бездиффузионное превращение.

Таким образом, при скоростной кристаллизации повышение средней концентрации легирующего элемента в твердом растворе с увеличением скорости охлаждения так же, как и его содержания в сплаве, не является монотонным, а определяется сложными механизмами межатоми взаимодействия выделяющихся из расплава метастабильных фаз, их составом, количеством и характером распределения в зафиксированной структуре.

В соответствии с изменением фазового состава и структуры быстро-закристаллизованных сплавов Al—Fe изменяется и характер упрочнения при повышении в них содержания железа. В таблице представлены значения микротвердости пленок, закристаллизованных при скорости  $10^5$  К/с, а также предел прочности экструдированных из них полуфабрикатов. Экструзия проведена при  $400^\circ\text{C}$  со степенью деформации 80%.

Видно, что совместное упрочняющее действие за счет пересыщения  $\alpha$ -фазы железом и измельчение первичных интерметаллидов позволяют достичь высокого уровня механических свойств экструдированных полуфабрикатов.

### Summary

Specific features of the structure formation of Al—Fe alloys produced under high-rate cooling of melts ( $10^2$ — $5 \cdot 10^6$  K/s) were investigated. Substantial supersaturation of solid solution by iron was revealed and new metastable phases were found. Extruding of quickly cooled alloy particles was shown to improve significantly the mechanical properties of semifinished products.

### Литература

1. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М., 1979.
2. Елагин В. И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. М., 1975.
3. Палеха К. К. // Порошковая металлургия. 1986. № 7. С. 39—43.
4. Keong P. G., Sames T. A., Adam C. et al. // Solidification and Casting of Metals. London, 1979. P. 110—115.
5. Morris L. R. // Solidification and Casting of Metals. London, 1979. P. 218—224.
6. Marshal G. T., Sheppard T. // Metal Science. 1984. Vol. 18, N 12. P. 561—568.
7. Мирошниченко И. С. Закалка из жидкого состояния. М., 1982.

Физико-технический институт АН БССР

Поступило 02.09.87

### Прочностные свойства (микротвердость пленки, предел прочности экструдированных полуфабрикатов) в зависимости от состава сплавов

Показатель упрочнения	Содержание железа, мас. %			
	2,5	5,0	7,5	10
$H_{0,05}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	42	72	105	145
$\sigma_{0,05}$ , МПа	270	350	420	430