



*The influence of iron on mechanical, technological and service characteristics of some aluminium alloys is estimated. It is determined that iron decreases fluidity, degrades mould-fillability and increases inclination of aluminium alloys to hot cracks forming. The influence of cooling speed on sizes of impurities FeAl<sub>3</sub> in alloys of system Al-Fe and concentration of iron in hard solution is studied.*

В. А. КАЛИНИЧЕНКО, Б. М. НЕМЕНЕНОК, Г. В. ДОВНАР, БНТУ

УДК 669.715.018

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ЖЕЛЕЗА

В условиях постоянного роста цен на энергоносители представляется целесообразным более широкое использование алюминиевых сплавов, обладающих высокой механической прочностью и пластичностью, малой плотностью, высокой коррозионной стойкостью, жаропрочностью и рядом других специфических характеристик [1–3].

Рост потребления изделий из алюминиевых сплавов неизбежно приводит к накоплению отходов производства, которые используют для получения вторичных сплавов.

По данным работы [4], в результате использования 1 т высококачественных вторичных алюминиевых сплавов при производстве отливок взамен первичного алюминия экономится в зависимости от марки сплава и области его применения 230–490 кг первичного алюминия, 24–197 кг кристаллического кремния, 1,1–4,6 т бокситов, 4000–16000 кВт·ч электроэнергии и 40–340 кг условного топлива. Количество отходящих газов при этом сокращается более чем на 15000 м<sup>3</sup> в расчете на каждую тонну вторичного алюминия, используемого для замены первичного алюминия.

Степень утилизации вторичного алюминиевого сырья колеблется в широких пределах. Как правило, производственные отходы утилизируются практически полностью, часто на месте их образования. На предприятия вторичной металлургии попадают в основном низкокачественный лом и отходы. Для алюминиевого лома характерны смещения деталей различных по составу алюминиевых сплавов, наличие приделок из черных и цветных металлов, высокая степень засоренности [5]. Поэтому сплавы, выплавленные из лома и отходов, отличаются от своих первичных аналогов более широким диапазоном концентраций легирующих элементов и наличием большого количества примесей. Наиболее вредной из регламентированных примесей в алюминиевых сплавах яв-

ляется железо, образующее соединения различного состава (FeAl<sub>3</sub>, Al<sub>3</sub>SiFe, Al<sub>4</sub>Si<sub>2</sub>Fe, Al<sub>5</sub>SiFe<sub>2</sub> и др.). Как правило, негативное влияние железа на свойства алюминиевых сплавов связывают с его способностью резко снижать относительное удлинение силуминов [2,6]. Так, увеличение содержания железа в сплаве АК9 от 0,2 до 2,0% приводит к падению пластичности с 8,0 до 0,5%.

При повышении содержания железа в эвтектическом силумине от 0,2 до 1,0% ударная вязкость сплава уменьшается в 4–5 раз, а удлинение при разрыве – более чем в 3 раза [7]. Степень вредности железа зависит от размера включений железосодержащих фаз, которые измельчаются с увеличением скорости охлаждения при кристаллизации. Именно это обстоятельство является причиной того, что при использовании силуминов эвтектического состава для литья изделий методами, предусматривающими интенсивный отвод тепла от формы (литье в кокиль, под давлением и т.д.), допуск по концентрации железа значительно увеличивается по сравнению с литьем с малой скоростью охлаждения (литье в землю). Более того, в сплавах для литья под давлением присутствие 0,5–2,0% железа рассматривается положительно, так как оно предотвращает привар отливок к стенкам пресс-форм, значительно увеличивает твердость сплава и лишь незначительно снижает их прочность. Поэтому допустимое содержание железа в силуминах в зависимости от способа литья колеблется от 0,6 до 1,3%. Однако при этом в технической литературе практически полностью отсутствует информация о влиянии железа на технологические и специальные свойства алюминиевых сплавов. Учитывая большое разнообразие требований, предъявляемых к отливкам, представляло интерес определить области наиболее рационального использования сплавов с повышенным содержанием железа. Для исследований были выбраны сплавы эвтектического состава

ва (АК12) и алюминий первичный марки А7. Содержание железа в сплавах изменяли добавкой лигатуры Al–25% Fe. В качестве основных технологических свойств оценивали жидкотекучесть, склонность к образованию горячих трещин и формозаполняемость.

Для определения жидкотекучести использовали U-образную пробу Нехендзи–Самарина с калиброванным отверстием диаметром 6 мм в литниковой чаше. Калиброванное отверстие обеспечивало плавное заполнение формы при условии постоянства объема заливаемого металла. Для возможности более широкого использования полученных результатов параллельно проводили определение формозаполняемости сплавов с помощью пробы Энглера–Элльерброка. В качестве критерия оценки формозаполняемости принимали величину, обратную диаметру округления мениска жидкого металла между двумя цилиндрическими стержнями. При условии равенства угла смачивания 180° рассчитывали обратный диаметр путем измерения расстояния между двумя менисками холодной пробы. Упрощенный метод измерения проводили следующим образом: за начальную высоту ( $h=0$ ) принимали нижний уровень литниковой чаши закристаллизовавшейся отливки, затем с

интервалом в 10 мм от нулевого уровня измеряли расстояние между менисками холодной отливки, которое обозначали  $2X$ . Данные измерения усредняли по трем пробам, а величину формозаполняемости вычисляли по формуле

$$\Phi.З. = \frac{R - X}{X^2}, \text{мм}^{-1},$$

где  $R$  – радиус цилиндрического стержня (25 мм);  $X$  – половина расстояния между менисками пробы. Результаты измерений оформляли в виде графика в координатах: формозаполняемость,  $\text{мм}^{-1}$  – высота гидростатического напора металла, мм.

Для определения склонности к образованию трещин вследствие затрудненности усадки в процессе охлаждения отливки использовали кольцевую пробу. Критерием горячеломкости служила минимальная ширина кольца (мм), при которой не появлялась трещина. Чем больше ширина кольца, при которой возникала трещина, тем больше склонен сплав к трещинообразованию.

Исследования показали (табл. 1), что с ростом содержания в алюминии кремния и железа жидкотекучесть алюминия снижается на 10–13% и при производстве тонкостенных отливок необходима более высокая температура заливаемого расплава.

Таблица 1. Влияние температуры заливки, концентрации кремния и железа на жидкотекучесть алюминия марки А7

Содержание кремния и железа в алюминии	Жидкотекучесть алюминия (в мм) при температурах заливки, °С				
	700	720	740	760	780
0,10% Si + 0,05% Fe	460	490	540	560	600
0,15% Si + 0,15% Fe	450	480	520	540	580
0,25% Si + 0,40% Fe	430	460	500	520	560
0,30% Si + 0,70% Fe	400	430	470	490	520

Снижение жидкотекучести обусловлено изменением характера кристаллизации расплава, различной степенью разветвленности дендритов и появлением интервала затвердевания.

Для оценки эффективности модифицирующей обработки исследовали алюминий марки А7 (0,25% Si + 0,40% Fe) после ввода в расплав 0,05% серы. Было установлено, что присадка серы при температуре 760°С способствует увеличению жидкотекучести с 520 до 595 мм, что практически эквивалентно перегреву расплава на 50–60°С.

Исследования по влиянию примесей Si и Fe на горячеломкость алюминия показали, что склонность к трещинообразованию резко падает при отношении Fe : Si = 1,3–4,0. Далее происходит незначительное ее снижение с ростом данного соотношения до 5–6. Для минимизации склонности к образованию горячих трещин содержание железа в алюминии должно быть больше, чем установлено в соответствии со стехиометрическим соотношением элементов в химических соедине-

ниях Al–Fe–Si. Это, по-видимому, связано с внутريدендритной ликвацией примесей в алюминии, обуславливающей наличие в нем свободного кремния, а также с недостаточно высокой устойчивостью этих соединений. Характер кривых горячеломкости свидетельствует об отсутствии резких изменений показателя горячеломкости в изученной области Al–Fe–Si с изменением отношения Fe : Si. При оптимальном соотношении Fe : Si = 1,5 горячеломкость алюминия продолжает находиться на довольно высоком уровне (около 15 мм).

На рис. 1 приведены кривые равной горячеломкости технического алюминия с различными добавками Si и Fe. Чем меньше в алюминии кремния и больше железа, нейтрализующее действующего на кремний, тем ниже склонность алюминия к образованию горячих трещин. После обработки расплава серой линии равной горячеломкости смещаются примерно на 5 мм в область более низких значений.

Таким образом, обработка расплава серой положительно сказывается на технологических свойствах алюминия с повышенным содержанием железа. При этом наблюдается и некоторое снижение удельного электросопротивления (с  $0,275 \cdot 10^{-7}$  до  $0,261 \cdot 10^{-7}$  Ом·м), что может быть использовано при литье короткозамкнутых клеток роторов асинхронных электродвигателей.

Вопросы компенсации отрицательного влияния железа на свойства силуминов достаточно подробно изложены в работах [2, 6–12]. Следует отметить, что наибольшее практическое применение получила обработка расплава серой при соотношении Fe : Mn в сплаве, равном 2 : 1. Такая обработка сплава АК9 с содержанием 1,2% железа обеспечивает механические свойства при литье в кокиль на уровне требований ГОСТ 1583-89. Железосодержащая β-фаза при этом равномерно распределена по сечению шлифа в виде мелких включений округлой формы. Для немодифицированного сплава характерно некоторое снижение формозаполняемости с повышением концентрации железа (рис. 2), однако обработка расплава серой при соблюдении требуемого соотношения железа и марганца обеспечивает более высокий уровень формозаполняемости по сравнению со стандартным сплавом АК9, содержащим 0,8%Fe. При этом не отмечено снижение трещиностойчивости сплава, что позволяет достаточно широко использовать данную технологию при производстве ответственного назначения.

Процессы первичного структурообразования имеют для литейной технологии решающее значение, поскольку от них зависит и вторичная, а следовательно, и конечная структура сплавов. Широко известны два основных направления в измельчении структуры сплавов: введение микролегирующих добавок и создание условий для затвердевания металла с высокой скоростью. Для исследований были выбраны сплавы системы алюминий–железо с содержанием последнего 5, 10, 15 и 25 мас.%. Изучение влияния скорости охлаждения на структуру бинарных сплавов проводили с использованием охлаждения расплава в алуновом тиглях на воздухе, в стальном кокиле и в латунном кокиле с получением в последнем случае образцов клиновидной формы. Размеры клина у основания составляли 20x15 мм при высоте 80 мм и габаритах кокиля 40x35x90 мм. Среднюю скорость охлаждения сплава при кристаллизации принимали: в алуновом тигле на воздухе  $\sim 1^\circ\text{C}/\text{с}$ , в стальном кокиле  $\sim 10^\circ\text{C}/\text{с}$ , в толстой части клиновой пробы  $\sim 50^\circ\text{C}/\text{с}$ , средней  $\sim 100^\circ\text{C}/\text{с}$  и в

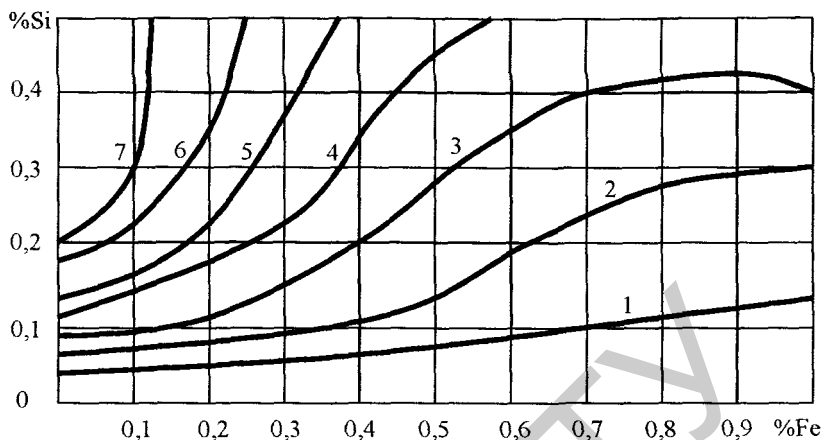


Рис. 1. Линии равной горячеломкости алюминия с различными добавками кремния и железа: 1 – 5 мм; 2 – 10; 3 – 15; 4 – 20; 5 – 25; 6 – 30; 7 – 35 мм

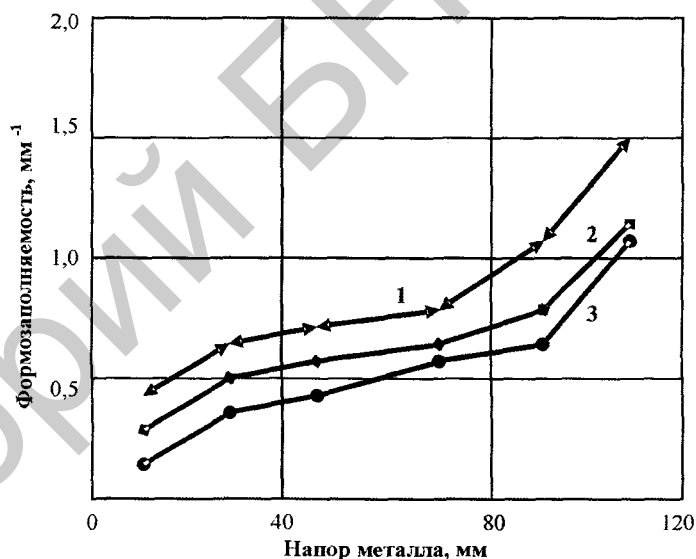


Рис. 2. Влияние содержания железа на формозаполняемость сплава АК9: 1 – 1,2%Fe + 0,05%S; 2 – 0,8% Fe; 3 – 1,2%Fe

тонкой  $\sim 1000^\circ\text{C}/\text{с}$ . Исследование микроструктуры сплавов проводили с использованием металлографического комплекса МГК-1 производства «Планар» (Республика Беларусь).

При охлаждении сплава с 25% Fe в алуновом тигле на воздухе, т.е. в условиях кристаллизации, приближенных к равновесным, первичные алюминиды образуют крупные кристаллы неправильной формы. Уменьшение содержания железа в сплаве незначительно изменяет форму и размеры первичных фаз. Результаты совместного влияния скорости охлаждения расплава в интервале  $1-1000^\circ\text{C}/\text{с}$  и концентрации железа на структуру сплавов приведены в табл. 2.

Из таблицы следует, что при увеличении скорости охлаждения сплава Al–25%Fe в 100 раз средняя толщина  $\text{FeAl}_3$  уменьшается  $\sim$  в 36 раз.

Для получения более высоких скоростей охлаждения сплав Al–5%Fe разливали при температуре  $900-950^\circ\text{C}$  через графитовый металлоприемник на вращающийся медный диск – кристалли-

Таблица 2. Влияние скорости охлаждения и содержания железа на среднюю толщину включений FeAl<sub>3</sub> в сплавах системы Al-Fe

Скорость охлаждения сплава, °C/c	Средняя толщина алюминидов железа, мкм, при содержании в сплаве железа, %			
	25	15	10	5
1	180	90	70	50
10	70	40	20	20
50	40	30	10	15
100	10	20	5	10
1000	5	5	5	5

зитор со скоростью вращения около 5000 об/мин. В результате получали ленточки толщиной 50–300 мкм, шириной 1–3 мм и длиной 30–150 мм. Расчетная скорость охлаждения расплава составила около 10<sup>5</sup>–10<sup>7</sup> °C/c, при этом в структуре полученных слитков первичные интерметаллиды отсутствовали.

В зависимости от скорости охлаждения расплава концентрация железа в твердом растворе возрастает на несколько порядков, а период ГЦК-решетки предельно пересыщенного твердого раствора на основе алюминия существенно снижается (табл. 3).

Таблица 3. Пересыщение твердого раствора на основе алюминия при быстрой закалке сплава Al-5%Fe из жидкого состояния

Параметры твердого раствора	Скорость охлаждения расплава, °C/c		
	< 10 <sup>4</sup>	10 <sup>5</sup> –10 <sup>7</sup>	> 10 <sup>7</sup>
Максимальная концентрация железа в твердом растворе на основе алюминия, ат.(мас.)%	0,025(0,052)	2,9(6,0)	5,1(10)
Период ГЦК-решетки предельно пересыщенного твердого раствора на основе алюминия, нм	0,4049	0,4026	0,4012

Поскольку состояние быстроохлажденных сплавов является метастабильным, представляло интерес оценить их устойчивость в процессе изотермической выдержки. Для исследований были выбраны гранулы лигатуры Al-25%Fe, полученные закалкой из жидкого состояния со скоростью охлаждения ~10<sup>5</sup> °C/c. Установлено, что выдержка гранул при 500°C в течение 2 ч практически не сказывается на изменении среднего размера интерметаллидов железа. С повышением температуры до 680°C средний размер FeAl<sub>3</sub> увеличивается за 2 ч от 7 до 15 мкм. Более интенсивно происходит распад пересыщенного твердого раствора и выделение включений FeAl<sub>3</sub> в виде многогранников неправильной формы при температуре около 750°C, что свидетельствует о достаточно высокой термической устойчивости пересыщенных твердых растворов железа в алюминии.

Наиболее перспективным направлением использования быстроохлажденных сплавов системы Al-Fe представляется введение гранул в расплав при условии их неполного растворения. В этом случае растворяется лишь металлическая основа (эвтектика), а мелкодисперсные равноосные включения первичных интерметаллидов переходят в рабочий сплав практически без изменений. В зависимости от содержания железа в полученном сплаве существенно изменяется его вязкость, поэтому в качестве основных способов

получения отливок можно рекомендовать литье под высоким давлением из кашеобразного состояния или жидкую штамповку. Такие технологии можно использовать для получения поршней дизельных двигателей или изделий, работающих в условиях интенсивного износа.

Учитывая термическую устойчивость пересыщенных твердых растворов железа в алюминии и наиболее высокую остаточную микротвердость железосодержащих фаз, представляет интерес использование повышенного содержания железа в поршневых сплавах для увеличения их жаропрочности. Из технической литературы известны поршневые сплавы AA336.0, AA393.0 (США); KS245 (Германия); AC8B (Япония), содержащие до 1,2–1,3% железа и отличающиеся повышенной жаропрочностью [9,13].

Высокая термическая устойчивость алюминиевых сплавов необходима и для короткозамкнутых клеток роторов, которые должны обеспечивать стабильный заданный уровень электропроводности.

В процессе работы асинхронных электродвигателей изменение удельного электросопротивления не должно превышать отклонений от номинала 5–7%. Неравновесные условия кристаллизации отливок клеток роторов и последующий периодический нагрев их до 150–200°C, вызванный особенностями эксплуатации, обуславливают

неизбежность протекания процессов старения большинства применяемых сплавов для заливки роторов [14]. Развитие таких процессов в материале клетки вызывает значительное изменение величины электросопротивления и ухудшение технических характеристик электродвигателей. Основной причиной старения является распад пересыщенного твердого раствора. По мнению И.Ф.Колобнева [9], переходные металлы (в том числе и железо), замещаая атомы алюминия в твердом растворе, уменьшают начало интенсивного процесса диффузии в область более высоких температур, что обеспечивает стабильность пересыщенного твердого раствора при 150–200°C.

Для заливки роторов асинхронных двигателей с повышенными скольжением и пусковым моментом применяют алюминиевые сплавы марок АХЖ, АХМЖ и АКЦХМ10-15-1,2, которые содержат в своем составе до 1,5%Fe [14]. Эти сплавы не подвержены термическому старению при температурах до 300°C и в качестве железосодержащего компонента шихты используется порошок феррохрома, который можно заменить на алюминиевые гранулы с повышенным содержанием железа.

Таким образом, алюминиевые сплавы с повышенным содержанием железа могут быть использованы при получении отливок, к которым предъявляются требования по жаропрочности или стабильным значениям электропроводимости.

#### Литература

1. Строганов Г.Б. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1985.

2. Немененок Б.М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов. Мн.: Технопринт, 1999.
3. Лобанов В.С. Состояние и пути совершенствования производства вторичного алюминия // Цветные металлы. 1986. № 6. С. 1–4.
4. Алексахин А.В., Хмельницкая Н.В., Сиваева Е.К. Эффективность использования вторичных алюминиевых сплавов в литейном производстве // Экономические проблемы литейного производства России: Тез. докл. Всерос. конф. Пенза, 1991. С. 52–54.
5. Андриц А.А. Металлургическая переработка неразделанного лома и дисперсных отходов на основе алюминия: Дис. ... канд.техн.наук. Мн., 2006.
6. Ершов Г.С., Бычков Ю.Б. Высокопрочные алюминиевые сплавы на основе вторичного сырья. М.: Металлургия, 1979.
7. Строганов Г.Б., Ротенберг В.А., Гершман Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием. М.: Металлургия, 1977.
8. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1978.
9. Колобнев И.Ф. Жаропрочность литейных алюминиевых сплавов. М.: Наука, 1966.
10. Мальцев М.В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1970.
11. Лекаx С.Н. Влияние процесса микролегирования на форму включений интерметаллических фаз в алюминиевых и магниевых сплавах: Автореф. дис. ... канд.техн.наук. Мн., 1974.
12. Dichtl H.J. Die Kompensation von Eisen in Aluminium – Silizium – Legierungen durch Molybdan // Molybdan Dienst. 1970. № 68. S. 1–3.
13. Белов Н.А., Авксентьева Н.Н. Анализ пятикомпонентных диаграмм состояния в области составов поршневых силуминов // Изв. вузов. Цветная металлургия. 2005. № 4. С. 47–56.
14. Голубев А.А. Исследование, разработка и внедрение алюминиевых сплавов для отливок роторов электродвигателей: Автореф. дис. ... канд.техн.наук. Л., 1982.
15. Филатов Г.П., Ершов Г.С. Алюминиевые сплавы для заливки роторов // Литейное производство. 1976. № 1. С. 38–39.