



The experimentation on elimination of structure heredity and mechanical characteristics of silumins are in detail enough described in the article.

С. Г. РЯЗАНОВ, А. А. МИТЯЕВ, И. П. ВОЛЧОК,
Запорожский национальный технический университет

УДК 621.74

ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СИЛУМИНОВ

Неуклонно возрастающий интерес к силуминам объясняется исключительно благоприятным сочетанием в сплавах на основе системы Al-Si литейных, механических, эксплуатационных и ряда специальных свойств. Поэтому для успешного и широкого использования этих сплавов необходимо обеспечить в них благоприятную структуру и высокие свойства на первоначальных стадиях получения металла. Улучшение структуры и повышение механических и эксплуатационных свойств, снижение пористости и газонасыщенности алюминиевых сплавов достигаются очисткой от вредных примесей, газов, неметаллических включений; путем разбавления первичным сырьем; микролегированием, направленным на нейтрализацию вредных примесей; применением методов воздействия на шихту, расплав и литье; совершенствованием режимов термической обработки; использованием высоких скоростей охлаждения и др. Имеющиеся возможности при этом исчерпаны далеко не полностью.

Металлургические факторы существенно влияют на процесс структурообразования и в значительной степени определяют уровень механических свойств сплавов. В то же время управление металлургическими факторами не требует значительных затрат на их реализацию, но позволяет получить оптимальный технологический вариант.

На сегодняшний день этот вопрос в отношении силуминов изучен недостаточно. Поэтому цель настоящей работы — изучение влияния металлургических факторов на качество силуминов, получаемых с использованием вторичного сырья (лома и отходов).

В качестве объекта исследований была выбрана технология получения вторичного силумина ADC12 (прототип АК12М2). Предметом исследований являлся сплав ADC12.

Традиционная технология выплавки ADC12 на ООО «Запорожский завод цветных сплавов» включает в себя использование лома и отходов производства в шихте и способствует получению

сплавов с высоким уровнем газосодержания и баллом пористости, а также значительным количеством неметаллических включений. При полном соответствии химического состава данных сплавов требованиям заказчиков их механические свойства находятся на низком уровне (см. таблицу).

Низкие механические свойства металла, полученного по базовому технологическому варианту, объясняются неблагоприятной структурой (рис. 1, а).

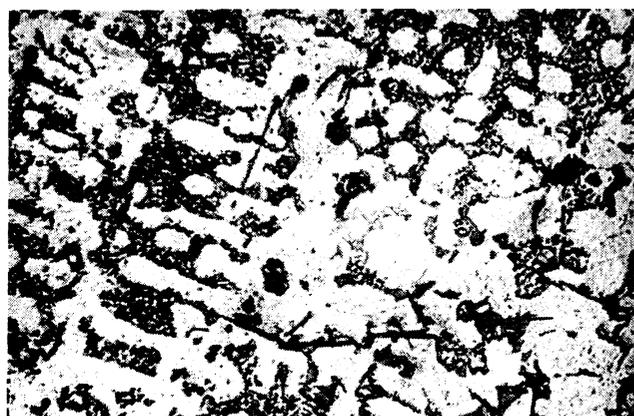
Структура литого металла неоднородна и до конца не модифицирована. Зерна α -твердого раствора и эвтектики расположены неравномерно в плоскости шлифа. В то же время результаты рентгеноспектрального микроанализа структурных составляющих показали наличие в сплаве фазы $FeSiAl_3$, имеющей игольчатое строение и значительно снижающей механические свойства металла (см. таблицу). С целью получения высокой прочности и сохранения повышенного уровня пластичности была проведена термическая обработка сплава ADC12 по режиму T5 (закалка и кратковременное искусственное старение).

При термообработке применяли двухступенчатый нагрев под закалку с загрузкой в печь при комнатной температуре: $515 \pm 5^\circ C$, выдержка 4 ч плюс $525 \pm 5^\circ C$, выдержка 8 ч, охлаждение в воде при $20-100^\circ C$, старение при $160 \pm 5^\circ C$ в течение 8-15 ч, охлаждение на воздухе. Использование двухступенчатого режима нагрева при термической обработке силуминов обеспечивает вследствие изменения кинетики распада пересыщенного твердого раствора получение оптимальных механических свойств и значительное сокращение времени обработки [1].

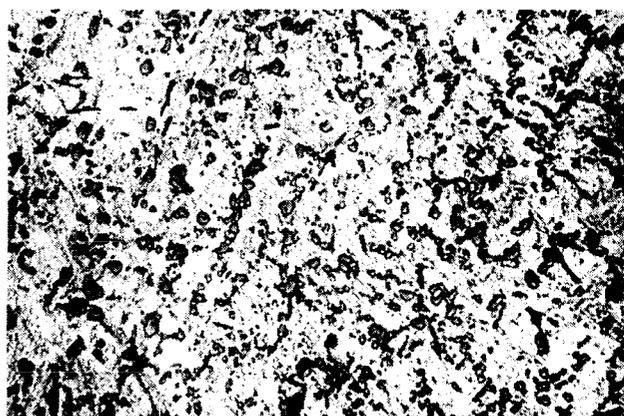
После термической обработки структура сплава представляет собой более однородный твердый раствор, в котором частицы кремния и железосодержащей фазы приобретают округлую и компактную форму с равномерным распределением в матрице сплава (рис. 1, б). Это в целом обеспечивает повышение прочности на 68 МПа, твердости — на 17 HRB и ударной вязкости — на $0,009 \text{ МДж/м}^2$ (см. таблицу).

Химический состав и свойства сплава ADC12

Технологический вариант	Химический состав, мас. %						σ_b , МПа		δ , %		HRB		КСИ, МДж/м ²		Пористость, балл
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Al	литое состояние	т.о. по режиму T5	литое состояние	т.о. по режиму T5	литое состояние	т.о. по режиму T5	литое состояние	т.о. по режиму T5	
Базовый вариант	9,65	0,84	1,92	0,21	0,28	~86,33	123	191	3,2	2,4	46	63	0,0875	0,0965	3-2
№1	10,24	0,85	1,63	0,28	0,24	~85,60	142	239	3,9	2,6	43	63	0,0995	0,1105	2-1
№2	10,27	0,80	2,03	0,22	0,25	~85,70	112	178	3,8	2,4	55	57	0,0795	0,097	3-2
№3	9,98	0,86	2,71	0,20	0,30	~85,90	146	259	3,4	2,8	68	72	0,0795	0,1135	2-1
Требования заказчика	9,6-12	≤0,9	1,5-3,5	≤0,5	≤0,3	Остальное	Ni<0,5	Zn<1	Sn<0,3	Прочие примеси <0,15	-	-	-	-	-



а



б

Рис. 1. Структура сплава ADC12 (базовый вариант): а – литое состояние; б – термообработка по режиму T5. x200

При использовании базовой технологии плавку металла проводили в пламенных отражательных печах с применением покровного (KCl–33%, NaCl–67%) и рафинирующего (NaCl–45%, KCl–15%, AlF₃–40%) флюсов. Основное назначение рафинирующего флюса – снижение содержания в расплавленном металле магния, который вносится при использовании вторичного сырья (лома и отходов). Рафинирование проводили при температуре металла 800–850°C путем продувки расплава флюсом с помощью сжатого воздуха.

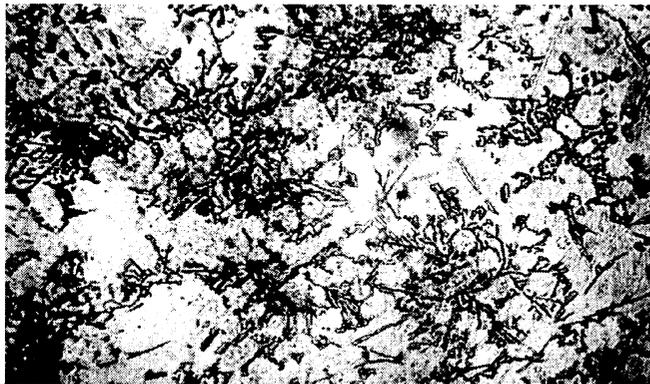
Известно, что алюминиевые сплавы обладают наследственностью морфологии структуры и механических свойств на всех стадиях повторной переработки. Поэтому с целью повышения механических свойств и улучшения структуры была разработана программа экспериментов, согласно которой проведено несколько технологических вариантов плавки сплава ADC12.

В основу первого экспериментального варианта была положена традиционная технология, но с продувкой расплава рафинирующим флюсом с

помощью азота (технологический вариант №1, см. таблицу). При этом количество флюса полностью соответствовало требованиям традиционной технологии.

Литая структура полученного металла представляла собой α -твердый раствор, по границам которого неравномерно расположена эвтектика (рис. 2, а). Также в структуре сплава присутствовала беспорядочно направленная иглообразная железосодержащая фаза $FeSiAl_3$ (рис. 2, а). Однако

свойства такого литого металла были выше, чем свойства металла базового варианта (см. таблицу). Прочность возросла на 19 МПа, относительное удлинение – на 0,7%, а ударная вязкость – на 0,012 МДж/м². Объясняется это существенным уменьшением объема растворенных газов, что снизило балл пористости сплава и уменьшением количества неметаллических включений, значительная часть которых была попутно удалена из расплава при продувке его азотом.



а



б

Рис. 2. Структура сплава ADC12 (технологический вариант №1): а – литое состояние; б – термическая обработка по режиму T5. x200

Термическая обработка полученного металла по режиму T5 обеспечила дальнейшее повышение свойств (см. таблицу). Так, в сравнении с базовым вариантом предел прочности повысился на 48 МПа, относительное удлинение – на 0,2%, ударная вязкость – на 0,014 МДж/м² при снижении твердости на 10 HRB. Снижение твердости можно объяснить уменьшением количества различных неметаллических включений, выполняющих роль упрочняющей фазы.

Структура сплава после термической обработки стала более однородной, значительно изменилась форма кремния и железосодержащей фазы (рис. 2, б). Из игольчатой она стала округлой или многогранной с более равномерным распределением по площади шлифа.

Важным резервом улучшения структуры и повышения механических и служебных свойств алюминиевых сплавов является модифицирование. Поэтому был опробован экспериментальный вариант (технологический вариант №2), согласно которому к технологии базового варианта (плавка под покровным флюсом + рафинирование флюсом при продувке с помощью воздуха) была добавлена операция модифицирования. Модификатор входил в состав рафинирующего флюса (состав смеси патентуется) и продувался через расплав сжатым воздухом. Химический состав и свойства полученного металла приведены в таблице. В структуре литого металла присутствовали очень крупные включения кремния и железосодержащей фазы, которая приобрела форму многогранников (рис. 3, а).



а



б

Рис. 3. Структура сплава ADC12 (технологический вариант №2): а – литое состояние; б – термическая обработка по режиму T5. x200

Прочность литого металла в сравнении с базовым вариантом снизилась на 11 МПа, ударная вязкость – на 0,008 МДж/м², а твердость повысилась на 9 HRB (см. таблицу). Это обусловлено высокой степенью окисления компонентов сплава и модификатора при продувке расплава рафинирующе-модифицирующей смесью с помощью сжатого воздуха. Расплав содержит значительное количество продуктов окисления, которые выполняют роль избыточной упрочняющей фазы. Морфология включений и их неравномерное распределение в сплаве не обеспечивают высокий уровень механических свойств. Пористость сплава соответствует 3–2-му баллу по ГОСТ 1583-89 [1]. Сплав, полученный по технологическому варианту №2, содержал большее количество кремния и меди, чем базовый. В связи с этим в нем, помимо продуктов окисления, было большее количество упрочняющей фазы Mg₂Si и CuAl₂ [2]. Поэтому твердость литого металла превышала показатель базового варианта.

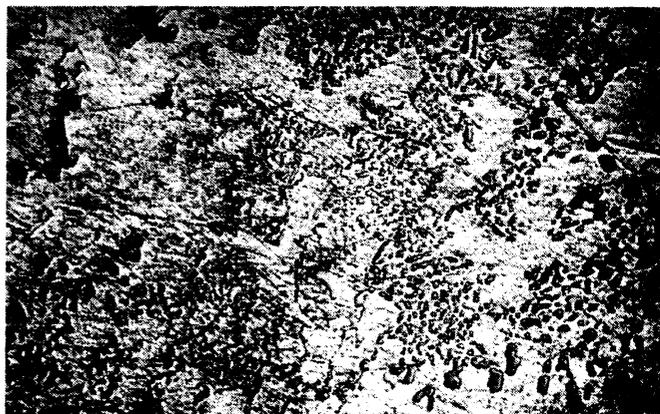
Термическая обработка сплава по режиму T5 способствовала существенному измельчению всех присутствующих в нем фаз и обеспечила более равномерное их распределение в плоскости

шлифа (рис. 3, б). В то же время прочность термообработанного сплава была на 13 МПа, а твердость – на 5 HRB ниже, чем у базового при одинаковом уровне пластичности и ударной вязкости. Снижение твердости можно объяснить тем, что в процессе нагрева под закалку упрочняющие фазы Mg₂Si и CuAl₂ растворяются в твердом растворе [2].

В ходе опробования технологического варианта №2 было установлено, что для продувки расплава рафинирующе-модифицирующей смесью не следует использовать сжатый воздух вследствие низких механических свойств и неблагоприятной структуры полученного сплава. В связи с этим был проведен эксперимент (технологический вариант №3) по продувке расплава рафинирующе-модифицирующей смесью посредством азота. Структура литого металла состоит из зерен α-твердого раствора, по границам которых расположена мелкодисперсная эвтектика (рис. 4, а). В ее состав входят следующие фазы: кристаллический кремний, CuAl₂, Mg₂Si, W(Al_xMg₃Si₄Cu₄) [2]. Кроме эвтектики, в сплаве содержится железосодержащая фаза, которая благодаря модифицированию приобрела форму китайских писем и гексагональных глобулей (рис. 4, а).



а



б

Рис. 4. Структура сплава ADC12 (технологический вариант №3): а – литое состояние; б – термическая обработка по режиму T5. х200

Так как в сплаве суммарное содержание марганца и железа превышает 0,8% (см. таблицу), то, согласно [3], фаза с формой китайских писем и гексагональных глобулей имеет формулу (FeMn)₃Si₂Al₁₅.

Рентгеноструктурный фазовый анализ, выполненный на дифрактометре HZG-4/A-2 производства Карл-Цейс-Йена (Германия) в характеристическом K_α-излучении, подтвердил в сплаве наличие фазы (FeMn)₃Si₂Al₁₅ (рис. 5).

Механические свойства полученного сплава в литом состоянии превышают базовый вариант по пределу прочности на 23 МПа, относительному удлинению – на 0,2%, а по твердости – на 22 HRB. Такое повышение свойств обусловлено благоприятной, более плотной модифицированной

структурой, содержащей мелкодисперсную эвтектику и железосодержащую фазу компактной формы.

Структура термообработанного по режиму T5 сплава представляла собой α-твердый раствор с значительным количеством мелкодисперсных фаз округлой формы (см. рис. 4, б). Такая форма фаз в наименьшей степени снижала механические свойства сплава (см. таблицу). В сравнении с базовым вариантом было достигнуто повышение предела прочности на 68 МПа, относительного удлинения – на 0,4 %, твердости – на 9 HRB и ударной вязкости – на 0,017 МДж/м².

Таким образом, было установлено, что при использовании технологического варианта №3 (плавка под покровным флюсом и продувка

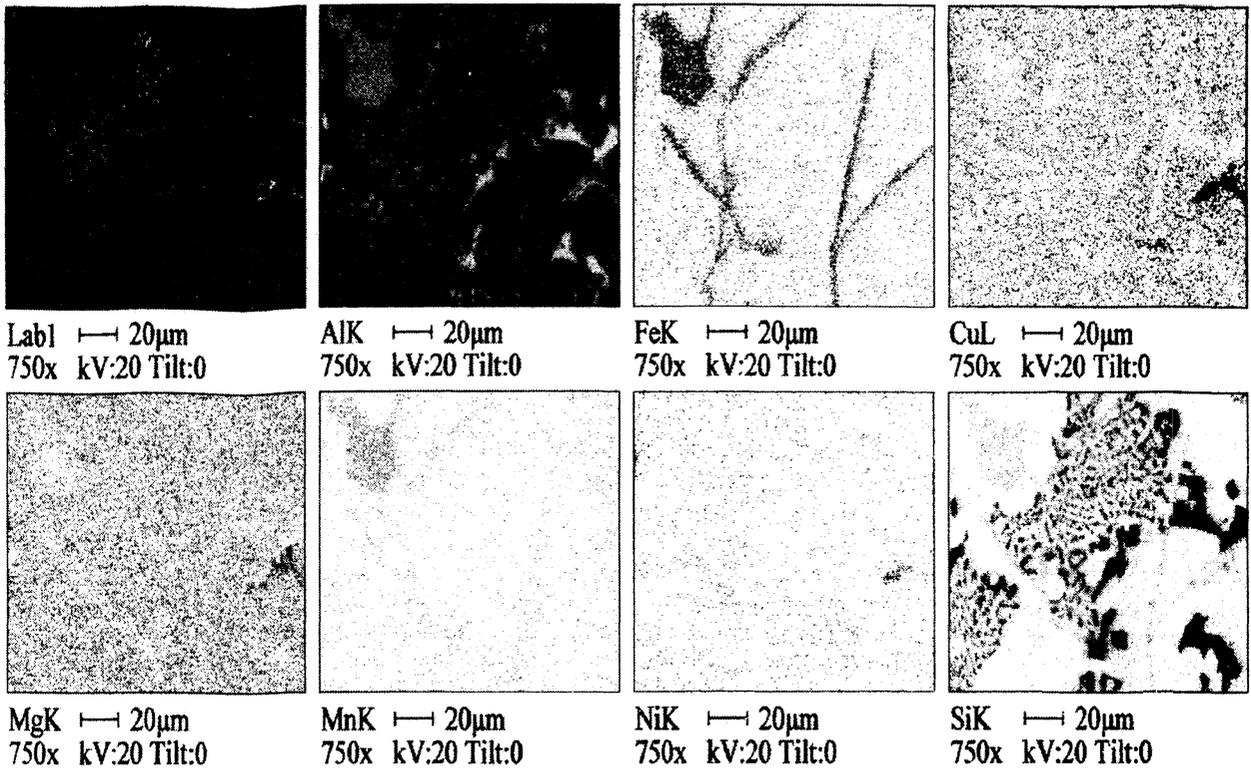


Рис. 5. Результаты рентгеноструктурного фазового анализа сплава ADC12 (литое состояние)

расплава рафинирующе-модифицирующей смесью посредством азота) был получен наиболее высокий уровень механических свойств и благоприятная структура сплава ADC12 как в литом, так и в термообработанном состоянии. Учитывая высокую наследственность свойств и морфологии структуры алюминиевых сплавов, можно гарантировать оптимальное сочетание структуры и свойств этих сплавов при последующих переделах.

Особая ценность работы состоит в том, что технология была отработана на промышленных

плавках в условиях ООО «Запорожский завод цветных сплавов», показала свою высокую эффективность и малую материальную и финансовую затратность.

Литература

1. ГОСТ 1583-89. Сплавы алюминиевые литейные. Технические условия.
2. Аристова Н. А., Колобнев И. Ф. Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1977.
3. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979.