

А. А. МИТЯЕВ (Запорожский национальный технический университет)

## ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПЕРЕПЛАВА ЗАГРЯЗНЕННОЙ АЛЮМИНИЕВОЙ СТРУЖКИ

У роботі розглянуто шляхи підвищення конструктивної міцності вторинних алюмінієвих сплавів до рівня первинних.

В работе рассмотрены пути повышения конструктивной прочности вторичных алюминиевых сплавов до уровня первичных.

The ways of increasing of constructional strength of secondary aluminium alloys up to the level of strength of primary ones are considered.

### Введение

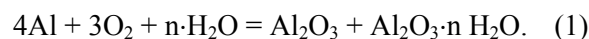
В современном транспортном машиностроении наметилась устойчивая тенденция к форсированию двигателей с целью увеличения их мощности. Это приводит к возрастанию нагрузок на детали двигателя и прежде всего на поршни. В настоящее время большинство тяжело нагруженных поршней изготавливают из эвтектических и заэвтектических силуминов. Эвтектические силумины обладают хорошими литейными свойствами, что позволяет получать из них качественные поршни методом литья в кокиль. Заэвтектические силумины имеют более высокую износостойкость и меньший коэффициент линейного расширения, что также определяет их как хороший конструкционный материал для изготовления поршней.

### Основная часть

Поршень представляет собой комплексную деталь, состоящую из разнородных материалов. Наибольшему износу в процессе эксплуатации поршня подвержена канавка под верхнее компрессионное кольцо. Чтобы уменьшить износ в этом месте, канавку протачивают в кольцевой вставке из высоколегированного аустенитного чугуна – нирезиста, которая вживляется в тело поршня при литье в кокиль. Надежная фиксация и закрепление вставки в теле поршня обеспечивается за счет проведения предварительной операции алитирования в ванне жидкого расплава силумина. Это позволяет создать на поверхности нирезистовой вставки диффузионный слой, который обеспечивает высокую адгезионную прочность с основным металлом поршня при литье в кокиль. Химический состав нирезиста следующий: 2,5...3,0 % С; 14...18 % Ni; 5...6% Cu; 2...3 % Si; 1,5...2,6 % Cr; 0,5...1,0 % Mn; до 0,5 % P; Fe – остальное.

Технологическая операция алитирования нирезистовых вставок проводится в раздаточных печах емкостью до 125 кг. С течением времени за счет растворения происходит насыщение расплава железом до концентрации 2,0...2,4 %. При достижении данной концентрации железа расплав алитирования обновляется, так как ухудшаются технологические и механические свойства диффузионного слоя. Отработанный расплав сливается в чушки, которые имеют низкие показатели механических свойств и неблагоприятную структуру вследствие большого содержания железосодержащих интерметаллидных фаз иглоподобной и пластинчатой морфологии.

После алитирования нирезистовые вставки незамедлительно подаются в кокиль и производится его заливка. Впоследствии кокильная заготовка поршня подвергается токарной обработке по наружной поверхности, что приводит к получению металлической стружки, состоящей из силумина, нирезиста и продуктов смазочно-охлаждающей жидкости. В итоге содержание влаги и масел в стружке составляет до 10 % каждого, а загрязненность песком и оксидами составляет 3...15 %. В соответствии с этими показателями стружка относится к наиболее низкокачественным отходам III сорта [1], а развитая поверхность и повышенная влажность оказывают существенное влияние на образование оксидной пленки, ее состав и качество:



В дальнейшем повышенная гигроскопичность поверхностной пленки создает благоприятные условия для насыщения сплавов газами.

В результате данного технологического процесса на заводе накапливается до 900 тонн отходов за год. Повторное использование этих

отходов в технологическом процессе затруднено вследствие высокого содержания железа, примесных элементов и отсутствия возможности магнитной сепарации стружки, так как нирезист – немагнитный сплав. В соответствии с заводской технологией, накопленные таким образом промышленные отходы переплавляются в индукционных печах под покровным флюсом и подвергаются двукратной обработке универсальными рафинирующе-модифицирующими флюсами, содержащими хлориды натрия и калия, криолит или фторид алюминия. В дальнейшем эти сплавы разливаются в чушки и используются для расшихтовки первичных сплавов при производстве литых деталей неотчетственного назначения. Количество расшихтовочного материала, который добавляется к первичным сплавам, весьма невелико и ограничено низкими механическими свойствами вторичного сплава и его высокой пористостью.

### Результаты и их обсуждение

С целью обеспечения высокого уровня механических свойств переплава стружки, образующейся после обработки поршней, был проведен эксперимент по повышению его качества. Эксперимент осуществлялся с использованием металлургических методов за счет обработки расплава таблетированным модифицирующе-рафинирующим препаратом [2].

Химический состав металла, на котором производился эксперимент, был следующим: 10,56 % Si; 1,68 % Cu; 1,63 % Fe; 0,85 % Ni; 0,47 % Mg; 0,33 % Mn; Al – остальное. Согласно ГОСТ 1583-93, состав металла практически соответствовал литейному сплаву АЛ25 (АК12М2МгН), однако имел 2-х разное превышение содержания железа. Суть экспериментальной технологии заключалась в дополнительной обработке металла, полученного по заводской технологии, возрастающими присадками таблетированного препарата [2].

Экспериментальная часть начиналась с обработки 125 кг расплава таблетированным препаратом [2] массой 100 гр, что соответствовало 0,08 % от массы расплава. Всего в ходе эксперимента было произведено 5 обработок расплава с шагом возрастающей присадки 0,08 масс. %.

Металлографический анализ экспериментального металла (рис. 1) и определение химического состава структурных составляющих (табл. 1) производили с использованием сканирующего микроскопа «JSM 5610LV» фирмы JEOL (Япония).

В течение всего эксперимента, после каждой технологической операции, производилась заливка кокильных образцов для определения показателей механических свойств. Исследования механических свойств поршневых сплавов проводили в литом состоянии и после искусственного старения (режим термообработки Т1). Это обусловлено тем, что сплавы, обработанные по другим режимам, в процессе нагрева склонны к «разбуханию». Величина увеличения объема поршней в термически обработанном состоянии (режим Т6) в 2...4 раза превышает аналогичные показатели литых деталей [3]. Данные по изменению механических свойств вторичного сплава в результате экспериментальной обработки представлены в таблице 2.

Анализ микроструктуры показал наличие тесной связи с уровнем механических свойств. Металл, полученный по заводской технологии, содержал в структуре большое количество крупных комплексных оксидных включений, линейные размеры которых достигали до 500 мкм (см. рис. 1,а). Результаты микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализов показали, что крупные окисные включения черного цвета являлись шпинелью  $MgO \cdot Al_2O_3$  (см. табл. 1, зона № 1). Также были отмечены участки, содержащие большое количество мелких комплексных оксидных включений в сочетании с включениями свободного графита (рис. 2 и рис. 1,б, зона № 5). Основным источником свободного углерода являлись остаточные продукты смазочно-охлаждающей жидкости, образовавшиеся в результате металлургической переработки стружки. Дальнейшие исследования показали наличие в структуре свободного углерода в виде достаточно равномерно распределенного очень мелкодисперсного графита, с несколько большей концентрацией по границам раздела «избыточная фаза – матрица».

Комплексные железосодержащие фазы имели иглоподобную и пластинчатую морфологию с параметром формы включений  $\lambda$  [4], достигающим значений 20...25 (см. рис. 1,а, б, зоны № 2, 4). Анализ химического состава фаз был скорее качественным, так как точный количественный состав фаз определить проблематично в связи с наличием большого количества мелких фаз и тем, что площадь сканирующего луча в большинстве случаев превышала площадь сечения исследуемых фаз. Основными интерметаллидными фазами поршневого сплава АЛ25 являются: S ( $Al_2CuMg$ ), Т ( $Al_6Cu_3Ni$ ), W ( $Al_xMg_3Si_4Cu_4$ ). В присутствии железа дополнительно появляются  $Al_7Cu_2Fe$ ,  $Al_3Fe$ ,

$Al_5SiFe$ ,  $Al_4Cu_2Fe$ ,  $Al_8SiFe_2$ . Матрица сплава представляла пересыщенный  $\alpha$ -твердый раствор кремния в алюминии, содержащий боль-

шое количество растворенного кислорода (см. рис. 1,б и табл. 1, зона № 3).

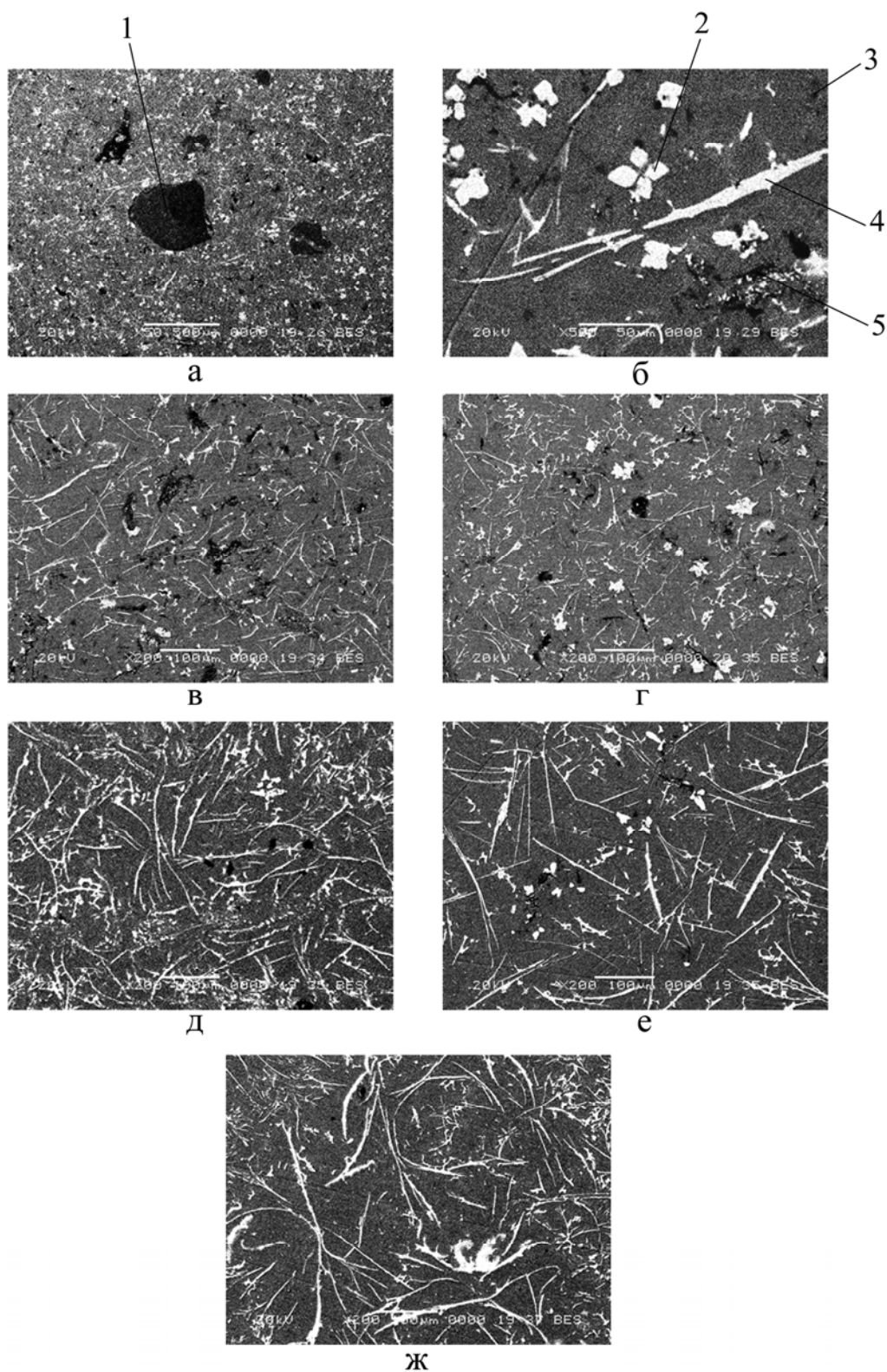


Рис. 1. Структура вторичного сплава АЛ 25:  
а, б – образец № 0; в – образец № 1; г – образец № 2; д – образец № 3; е – образец № 4; ж – образец № 5.  
1, 2, 3, 4, 5 – зоны микроанализа (см. табл. 1).

Химический состав структурных составляющих вторичного АЛ-25 (образец № 0)

№ зоны	Содержание элемента, масс % / ат. %									
	Al	Si	Mg	Mn	Fe	Ni	Cu	Cr	C	O
1	<u>32,12</u>	-	<u>12,45</u>	-	-	-	-	<u>1,56</u>	<u>11,83</u>	<u>42,03</u>
	22,27		9,58					0,56	18,43	49,15
2	<u>54,50</u>	<u>7,34</u>	-	<u>6,46</u>	<u>20,15</u>	-	<u>0,53</u>	<u>2,39</u>	<u>4,85</u>	<u>3,78</u>
	58,48	7,57		3,40	10,45		0,24	1,33	11,70	6,83
3	<u>63,57</u>	<u>17,75</u>	<u>2,48</u>	-	<u>0,49</u>	-	<u>0,56</u>	<u>0,39</u>	-	<u>14,77</u>
	58,34	15,65	2,53		0,22		0,22	0,18		22,86
4	<u>54,40</u>	<u>13,44</u>	<u>0,02</u>	<u>1,71</u>	<u>23,41</u>	<u>0,99</u>	-	-	<u>4,00</u>	<u>2,04</u>
	58,90	13,98	0,02	0,91	12,24	0,49			9,73	3,73
5	<u>54,34</u>	<u>4,88</u>	<u>4,94</u>	-	<u>0,69</u>	<u>0,74</u>	<u>2,55</u>	<u>2,90</u>	<u>13,44</u>	<u>15,53</u>
	43,77	3,77	4,42		0,27	0,27	0,87	1,21	24,32	21,09

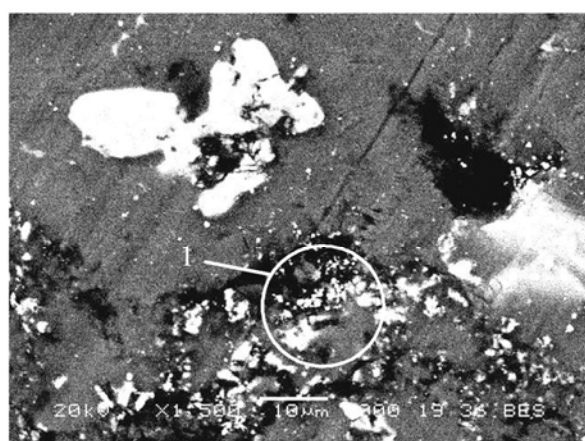
Примечание: образец № 0 – заводская технология получения.

Таблица 2

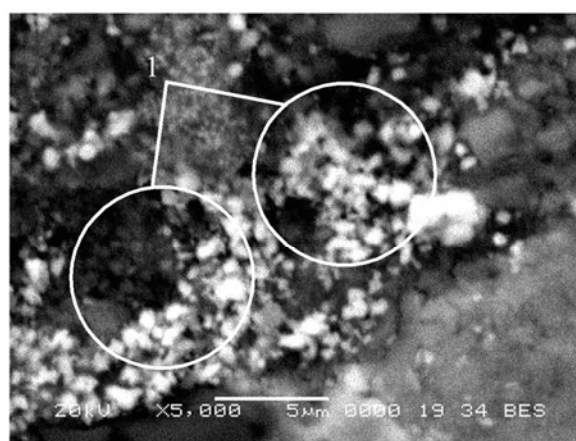
Влияние экспериментальной обработки на механические свойства вторичного сплава АЛ-25

№ образца	Количество таблетированного препарата, масс. %	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	НВ	Балл пористости по ГОСТ 1583-93
0	-	74 / 103	0,3 / 0,2	80 / 82	4...3
1	0,08	84 / 115	0,4 / 0,4	81 / 86	3...2
2	0,16	112 / 161	1,2 / 1,0	78 / 79	1...0
3	0,24	84 / 120	1,2 / 0,7	83 / 88	1...0
4	0,32	80 / 108	1,2 / 0,7	86 / 90	1...0
5	0,40	70 / 103	1,2 / 0,7	87 / 92	1...0

Примечание: числитель – показатели свойств литого металла; знаменатель – после термообработки по режиму T1.



а



б

Рис. 2. Участки оксидно-графитовых включений во вторичном сплаве АЛ 25:

а – увеличение  $\times 1500$ ; б – увеличение  $\times 5000$

В целом заводская технология обеспечивала низкий уровень прочностных и пластических свойств (табл. 2), высокую газовую пористость сплава, соответствующую 3...4 баллу по

ГОСТ 1583-93, и низкую жидкотекучесть на уровне 230...260 мм. Жидкотекучесть первичного сплава АЛ25, определенная при заливке

прутковой пробы с температуры 700 °С, составила 420 мм.

Первый этап экспериментальной обработки сплава заключался во введении 0,08 масс. % модификатора [2] в расплав посредством «колокольчика». Процесс сопровождался активным барботажем расплава за счет образования значительного количества газообразного продукта и прохождения его через весь объем расплава. Газообразный продукт, имеющий большую площадь активной поверхности, обеспечивал интенсивное удаление значительной части неметаллических включений и растворенных газов по флотационно-адсорбционному механизму с дальнейшим образованием на поверхности зеркала ванны большого количества

сухого шлака. В результате в структуре заметно уменьшилось количество оксидов и их средний размер. Максимальный размер оксидных включений не превышал 50 мкм, а их распределение стало более равномерным (см. рис. 1,в). В матрице сплава, за счет образования сульфидных соединений, которые перешли в шлак, существенно снизилось содержание примесей (табл. 3). Уменьшение количества неметаллических включений, примесных элементов и растворенных газов обеспечило повышение уровня механических свойств (см. табл. 2), плотности сплава, снижение газовой пористости до 3...2 балла по ГОСТ 1583-93 и увеличение жидкотекучести в 1,5 раза.

Таблица 3

Изменение содержания примесных элементов в матрице сплава АЛ-25

№ образца	Количество таблетированного препарата [2], масс. %	Содержание элементов масс. % / ат. %			
		Mg	Fe	Cr	O
0	-	<u>2,48</u> 2,53	<u>0,049</u> 0,022	<u>0,39</u> 0,18	<u>14,77</u> 22,86
1	0,08	<u>0,02</u> 0,02	<u>0,03</u> 0,01	<u>0,03</u> 0,01	<u>3,05</u> 3,41
2	0,16	<u>0,10</u> 0,08	<u>0,06</u> 0,02	<u>0,02</u> 0,01	<u>0,19</u> 0,25
3	0,24	<u>0,07</u> 0,06	<u>0,06</u> 0,02	<u>0,03</u> 0,01	<u>0,76</u> 1,01
4	0,32	<u>0,08</u> 0,06	<u>0,06</u> 0,02	<u>0,10</u> 0,04	<u>1,21</u> 1,53
5	0,40	<u>0,09</u> 0,08	<u>0,06</u> 0,02	<u>0,02</u> 0,01	<u>2,73</u> 4,60

Второй этап эксперимента – обработка сплава 0,16 масс. % модификатора [2]. Комплексное действие препарата [2], содержащего компоненты, выполняющие роль модификаторов I и II рода, обеспечило заметное изменение морфологии крупных комплексных железосодержащих фаз на компактную форму с параметром  $\lambda = 1...2$  и максимальной величиной до 30 мкм (см. рис. 1,г). Изменение формы комплексных железосодержащих фаз на близкую к глобулярной, а также с учетом того, что суммарное содержание марганца и железа в сплаве превышало 0,8 %, свидетельствовало о появлении фаз  $Al_8Si_6Mg_3Fe$  и  $Al_{15}Si_2(FeMn)_3$ , а также соединений  $Al_{13}Si_4(CrFe)_4$ ,  $Al_2Si_8(CrFe)_5$ ,  $Al_9NiFe$ , что хорошо согласуется с данными [5]. Рафинирующее действие препарата [2] обеспечило дальнейшее снижение количества оксидов

и уменьшение их размеров. На зеркале ванны продолжал образовываться сухой и легко скачиваемый шлак. Газовая пористость не превышала 1 балла по ГОСТ 1583-93. Жидкотекучесть сплава достигла значений, характерных для первичного АЛ25. В матрице сплава было отмечено минимальное содержание остаточного кислорода (см. табл. 3), что, очевидно, и определило некоторое снижение твердости сплава (см. табл. 2). В целом благоприятная морфология железосодержащих фаз, низкое количество оксидов и растворенных газов обеспечили существенное повышение показателей прочности и пластичности сплава (см. табл. 2).

Дальнейшее увеличение количества модификатора [2] сопровождалось параллельным протеканием следующих процессов. С одной стороны, отмечалось уменьшение количества и

размеров оксидных включений, а с другой, наблюдался эффект перемодифицирования, выразившийся в изменении морфологии железосодержащих фаз на иглоподобную и пластинчатую с возрастающим параметром формы  $\lambda$  (см. рис. 1, д, е, ж). Рафинирующее действие препарата [2] было выражено уже не так ярко, количество образующегося шлака существенно уменьшилось, а за счет активного барботажа расплава с высокой жидкотекучестью наблюдался эффект обратного насыщения матрицы сплава кислородом (см. табл. 3), что приводило к повышению твердости сплава (см. табл. 2). В то же время плотность сплава оставалась стабильно высокой. Параллельное протекание этих процессов обеспечило снижение предела прочности при одновременном сохранении показателей пластичности (см. табл. 2).

### Выводы

Увеличение присадок модификатора более 0,16 масс. % с шагом 0,08 масс.% уже не оказывало заметного влияния на жидкотекучесть сплава, а пористость сплава во всех пробах соответствовала 1...0 баллу по ГОСТ 1583-93 (см. табл. 2). В связи с этим, оптимальной присадкой модификатора [2] для обработки низкока-

чественной стружки сплава АЛ25 с повышенным содержанием железа следует считать 0,12...0,20 масс. %.

На основании проведенных исследований разработаны рекомендации по технологической и металлургической переработке низкосортной алюминиевой стружки, загрязненной повышенным количеством железа.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Коротков В. Г. Рафинирование литейных алюминиевых сплавов. – М. - Свердловск: Машгиз, 1963. – 128 с.
2. Пат. 57584А Украина, МКИ С22С1/06. Модификатор для алюминиевых сплавов / И. П. Волчок, А. А. Митяев (Украина). – № 2002108343; Заявл. 22.10.2002. Оpubл. 16.06.2003. Бюл. № 6.
3. Куцова В. З. Алюміній та сплави на його основі: Навч. пос. / В. З. Куцова, Н. Е. Погребна, Т. С. Хохлова, Т. М. Миронова, О. А. Носко. – Д.: Пороги, 2004. – 135 с.
4. Волчок И. П. Сопротивление разрушению стали и чугуна. – М.: Металлургия, 1993. – 192 с.
5. Немененок Б. М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов: Моногр. – Минск: Технопринт, 1999. – 272 с.

Поступила в редколлегию 22.05.2008.