

**Технология,
оборудование, САПР
и экология литейного
производства**

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

А. А. МИТЯЕВ, И. П. ВОЛЧОК, Запорожский национальный технический университет,
К. Н. ЛОЗА, ОАО «Мотор СИЧ»

УДК 669.714:002.645

**ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПЕРЕПЛАВА
ЗАГРЯЗНЕННОЙ АЛЮМИНИЕВОЙ СТРУЖКИ****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. При изготовлении поршней образуется значительное количество стружки, загрязненной железом и минеральными маслами, а также сплава для алитирования с содержанием железа до 2,4 мас. %.

В настоящей работе приведены результаты исследований по переработке этих материалов в сплавы, удовлетворяющие требованиям стандартов по технологическим и механическим свойствам.

Основная часть

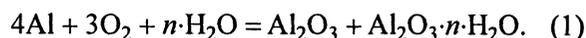
Поршень представляет собой комплексную деталь, состоящую из разнородных материалов. Наибольшему износу в процессе эксплуатации поршня подвержена канавка под верхнее компрессионное кольцо. Чтобы уменьшить износ в этом месте, канавку протачивают в кольцевой вставке из высоколегированного аустенитного чугуна – нирезиста (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), которая вживляется в тело поршня при литье в кокиль. Надежная фиксация и закрепление вставки в теле поршня

обеспечиваются 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.

Технологическая операция алитирования нирезистовых вставок проводится в раздаточных печах емкостью до 125 кг. С течением времени в результате растворения нирезиста происходит насыщение расплава железом до концентрации 2,4 мас. %. При достижении данной концентрации железа расплав для 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 сразу 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 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:



При использовании стружки в качестве шихты повышенная гигроскопичность поверхностной плен-

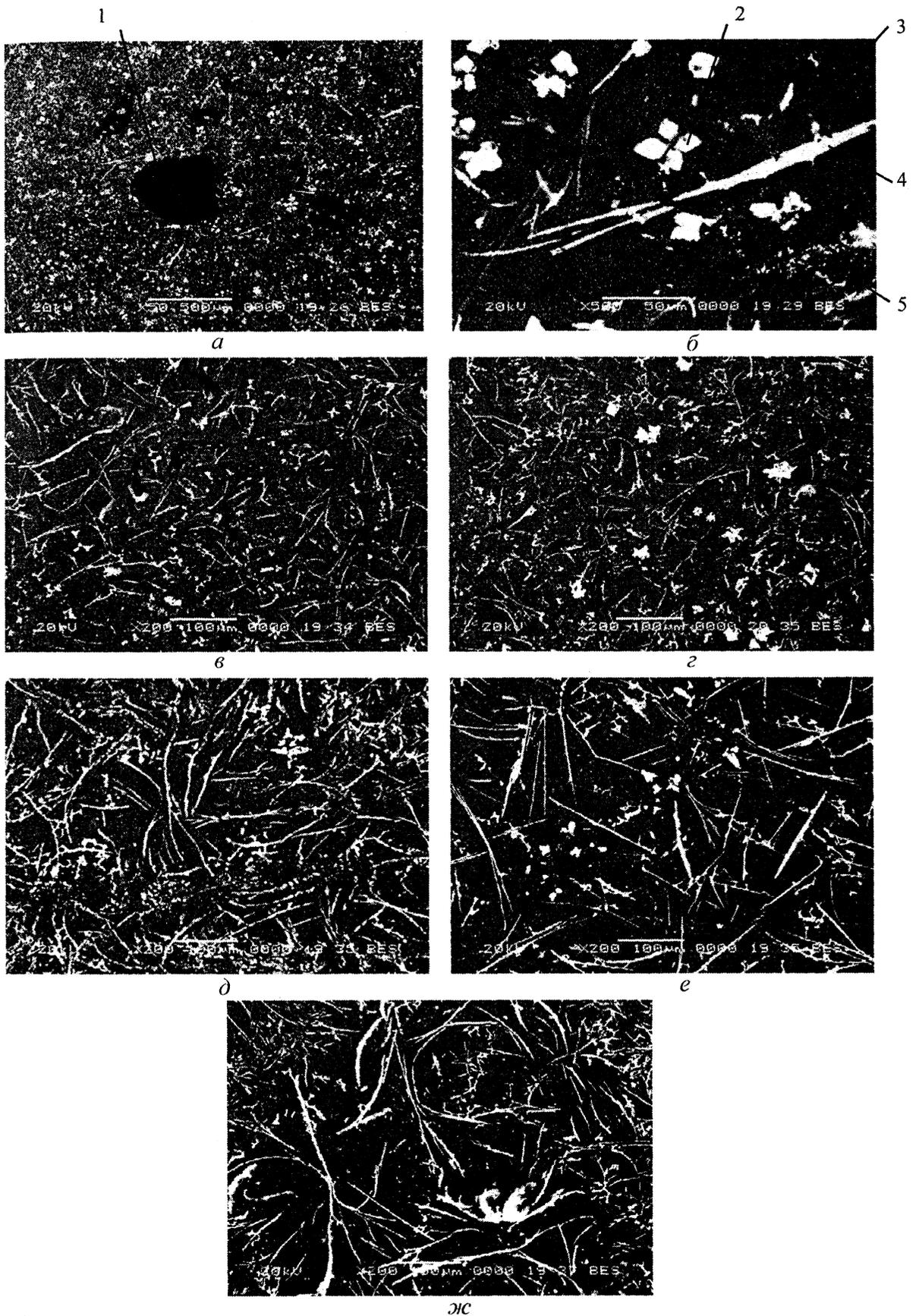


Рис. 1. Структура вторичного сплава АЛ 25: а, б – образец № 0; в – № 1; г – № 2; д – № 3; е – № 4; ж – № 5. Цифрами отмечены зоны микроанализа

Т а б л и ц а 1. Химический состав структурных составляющих вторичного сплава АЛ 25 (заводская технология)

Номер зоны	Содержание элемента, мас.% / 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

ки создает благоприятные условия для насыщения сплавов газами. Кроме того, повторное использование отходов производства в шихте затруднено вследствие высокого содержания железа, примесных элементов и отсутствия возможности магнитной сепарации стружки, так как нирезист – не магнитный сплав. Как правило, 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 дошихтовки первичных сплавов при производстве литых деталей неотчетливого назначения. Количество дошихтовочного 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 сплава, полученного из стружки, образующейся после обработки поршней, был проведен эксперимент по повышению его качества. 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 двукратное превышение содержания железа. Суть экспериментальной технологии заключалась в дополнительной обработке металла, полученного по заводской технологии, возрастающими присадками таблетированного препарата [2] с шагом возрастающей присадки 0,08 мас.%.

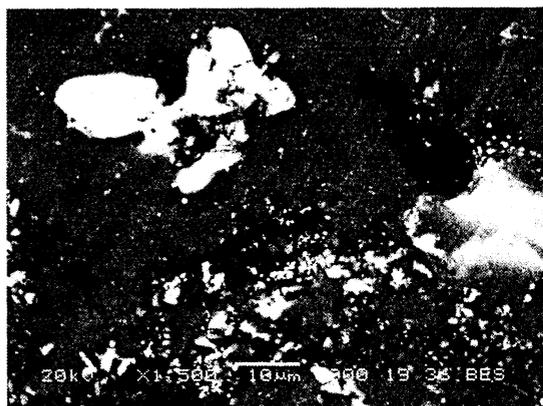
Изучение структуры экспериментального металла (рис. 1) и определение химического состава структурных составляющих (табл. 1) производили с использованием сканирующего микроскопа «JSM 5610LV» фирмы JEOL (Япония).

В течение всего эксперимента, после каждой технологической операции, производили заливку 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

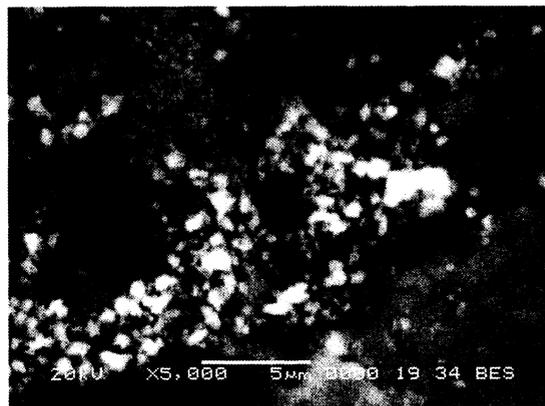
Т а б л и ц а 2. Влияние экспериментальной обработки на механические свойства вторичного сплава АЛ 25

Номер образца	Количество таблетированного препарата, мас. %	σ_b , МПа	δ , %	НВ	Балл пористости по ГОСТ 1583–93	Жидкотекучесть, мм
0	0 (заводская технология)	74 / 103	0,3 / 0,2	80 / 82	4–3	230–260
1	0,08	84 / 115	0,4 / 0,4	81 / 86	3–2	350–376
2	0,16	112 / 161	1,2 / 1,0	78 / 79	1–0	410–420
3	0,24	84 / 120	1,2 / 0,7	83 / 88	1–0	405–420
4	0,32	80 / 108	1,2 / 0,7	86 / 90	1–0	400–410
5	0,40	70 / 103	1,2 / 0,7	87 / 92	1–0	400–410

П р и м е ч а н и е: числитель – показатели свойств литого металла; знаменатель – после термообработки по режиму Т1.



а



б

Рис. 2. Участки оксидно-графитовых включений во вторичном сплаве АЛ 25:
а – $\times 1500$; б – $\times 5000$

свойств вторичного сплава в результате экспериментальной обработки приведены в табл. 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 500 мкм (рис. 1, а). Результаты микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализов показали, что крупные оксидные включения черного цвета являлись шпинелью $MgO \cdot Al_2O_3$ (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 служат 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 λ [4], достигающим значений 20–25 (см. рис. 1, 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, размеры которых меньше диаметра сканирующего луча. Основными интерметаллидными фазами поршневого сплава АЛ25 являются $S(Al_2CuMg)$, $T(Al_6Cu_3Ni)$, $W(Al_xMg_5Si_4Cu_4)$. В присутствии железа дополнительно появляются Al_7Cu_2Fe , Al_3Fe , Al_5SiFe , Al_4Cu_2Fe , Al_8SiFe_2 . Матрица сплава представляла собой пе-

ресыщенный α -твердый раствор кремния в алюминии, содержащий большое количество растворенного кислорода (см. рис. 1, б и табл. 1, зона № 3).

В целом заводская технология обеспечивала низкий уровень прочностных и пластических свойств (табл. 2), высокую газовую пористость сплава, соответствующую 3–4-му 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°C, составила 420 мм.

При введении 0,08 мас.% модификатора [2] в расплав посредством «колокольчика» имел место активный барботаж расплава за счет образования значительного количества газообразного продукта и прохождения его через весь объем расплава. Имеющий большую площадь активной поверхности, газообразный продукт 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-го балла по ГОСТ 1583-93 и увеличение жидкотекучести в 1,5 раза.

Обработка сплава 0,16 мас.% модификатора, содержащего компоненты, выполняющие роль мо-

Таблиця 3. **Изменение содержания примесных элементов в матрице сплава АЛ 25**

Номер образца	Количество таблетированного препарата [2], мас. %	Содержание элементов мас.% / ат.%			
		Mg	Fe	Cr	O
0	–	2,48	0,049	0,39	14,77
		2,53	0,022	0,18	22,86
1	0,08	0,02	0,03	0,03	3,05
		0,02	0,01	0,01	3,41
2	0,16	0,10	0,06	0,02	0,19
		0,08	0,02	0,01	0,25
3	0,24	0,07	0,06	0,03	0,76
		0,06	0,02	0,01	1,01
4	0,32	0,08	0,06	0,10	1,21
		0,06	0,02	0,04	1,53
5	0,40	0,09	0,06	0,02	2,73
		0,08	0,02	0,01	4,60

дификаторов I и II рода, обеспечила заметное изменение морфологии крупных комплексных железосодержащих фаз на компактную форму с параметром формы $\lambda = 1-2$ и максимальной величиной до 30 мкм (см. рис. 1, з). 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 присутствии 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-го балла по ГОСТ 1583–93. Жидкотекучесть сплава достигла значений, характерных для первичного сплава АЛ25. В матрице сплава было отмечено минимальное содержание остаточного кислорода (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 λ (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 (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

Результаты промышленных исследований показали возможность существенного повышения механических свойств и жидкотекучести поршневого сплава АЛ25, полученного из 100%-ной неподготовленной к плавке стружки. Оптимальная присадка модификатора для этих исследований составила 0,16 мас. %.

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

Литература

1. Коротков В. Г. Рафинирование литейных алюминиевых сплавов. М.; Свердловск: Машгиз, 1963.
2. Пат. 57584А Украина: МКИ С22С1/06. Модификатор для алюминиевых сплавов / И. П. Волчок, А. А. Митяев.
3. Куцова В. З., Погребна Н. Е., Хохлова Т. С., Миронова Т. М., Носко О. А. Алюміній та сплави на його основі: Навчальний посібник. Дніпропетровськ: Пороги, 2004.
4. Волчок И. П. Сопротивление разрушению стали и чугуна. М.: Металлургия, 1993.
5. Неменинок Б. М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов. Мн.: Технопринт, 1999.