

$$y = \exp \{1,64 + 26,36X_1 - 33,76X_2 - 15,74X_3 - 37,4X_4 + 42,97X_5 + 31,6X_6 - 2,21X_7 \pm 1,22\}.$$

Коэффициенты множественной регрессии для полученных уравнений имеют соответственно следующие значения: 0,96; 0,92; 0,91; 0,92; 0,92. Невысокие значения среднего квадратического отклонения и высокий коэффициент множественной корреляции свидетельствуют о том, что приведенные уравнения адекватны.

Полученные уравнения использованы для определения предельной растворимости меди в сплаве алюминий—медь для перечисленных выше температур. Расхождение расчетных и экспериментальных данных составляет в среднем 7 %.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. К о р н и л о в И.И. и др. Металлохимические свойства элементов периодической системы. — М.: Наука, 1966. — 351 с. 2. Г у л я е в Б.Б. Химия твердых растворов. — ДАН СССР, т. 164, № 1, 1965, с. 103—105. 3. М о н д о л ь ф о Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. — М.: Металлургия, 1979. — 640 с. 4. В о р о п и н о в А.И., Г а н д е л ь м а н Г.М., П о д в а л ь н ы й В.Г. — Успехи физических наук, 1970, № 100, с. 103—107.

УДК 669.017.11

П.А.ПАРХУТИК, канд.техн.наук,  
И.Ю.КУПРИЯНОВА, канд.техн.наук  
(ФТИ АН БССР), Н.Г.КОТКОВ  
(НПО "Прогресс")

### ГРАНУЛИРОВАНИЕ СПЛАВОВ — ПУТЬ ЭФФЕКТИВНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВТОРИЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СЫРЬЯ

В работе изучалась возможность получения деформированных полуфабрикатов из сложнoleгированных гранулированных сплавов типа вторичных системы Al—Mg—Cu—Mg. Композиции составлены на базе дешевого и недефицитного вторичного сырья.

Составы исследованных сплавов приведены в табл. 1.

Как видно из таблицы, эти сплавы нельзя относить не только к деформируемым, но даже к литейным качественным сплавам. Обычно такие сложные

Т а б л и ц а 1

Номера сплава	Химический состав (массовая доля, %)										Σ л. э.
	Cu	Zn	Mg	Si	Fe	Mn	Ni	Pb	Sn	Al	
9	3	—	—	3	2,5	0,5	0,2	0,1	0,1	остаточное	9,4
12	3	1	2	3	2,5	0,5	0,2	0,1	0,1	"	12,4
13	3	2	2	3	2,5	0,5	0,2	0,1	0,1	"	13,4
14	3	3	1	4	2,5	0,5	0,2	0,1	0,1	"	14,4
18	4	3	2	5	2,5	0,8	0,6	0,1	0,1	"	18,1

композиции, содержащие много примесей, существенно снижающих механические свойства, используют в качестве раскислителей в черной металлургии.

Указанные сплавы отличаются большим разнообразием по фазовому и структурному строению. При медленном охлаждении в их структуре можно обнаружить сравнительно крупные дендриты  $\alpha$ -твердого раствора легирующих элементов в алюминии, мелкие выделения эвтектического кремния, участки  $\theta$ -фазы ( $\text{CuAl}_2$ ) и разветвленную железомарганцевую составляющую в форме "китайского шрифта". Структура гранул того же состава представляет весьма мелкие дендритные ячейки твердого раствора и тонкую почти непрерывную сетку междендритных прослоек избыточных фаз. Количественные изменения структурных составляющих (размер дендритных ячеек  $\alpha$ -раствора в гранулах уменьшается на 1–2 порядка, толщина эвтектических прослоек в 5–7 раз по сравнению с отливкой в кокиль) аналогичны соответствующим изменениям структуры гранул стандартных вторичных сплавов алюминия. При этом вторичные фазы независимо от их состава кристаллизуются в виде тонких проделговатых включений.

Получению деформированных полуфабрикатов из гранул предшествуют технологические нагревы при сушке и брикетировании. Строение гранул в процессе горячего брикетирования в известной мере можно охарактеризовать, исследовав их микроструктуру после отжига при 400–450 °С. При кратковременном высокотемпературном нагреве (10 мин) сплавов частицы эвтектического кремния несколько сфероидизируются, сохраняя свою дисперсность. Однако сформированный междендритный каркас остальных более устойчивых фаз сохраняется. При более длительном отжиге (4 ч) полностью разрушается литая дендритная структура, фаза  $\text{CuAl}_2$  коагулируется, а частицы эвтектического кремния и железомарганцевой составляющей залегают в виде дисперсных округлых включений, которые не проявляют дальнейшей склонности к коагуляции при повышенных температурах и длительных выдержках.

На рис. 1 показано влияние продолжительности отжига при 430 °С на макротвердость гранул исследованных сплавов. Характерным является интенсив-

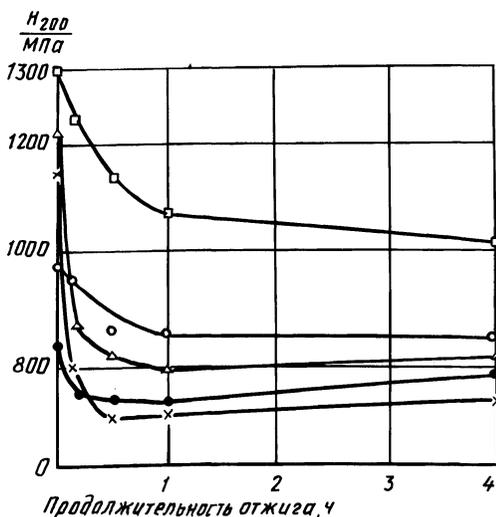


Рис. 1. Влияние продолжительности отжига при 430 °С на макротвердость гранул исследованных сплавов:  
 ● — исходное горячее прессование; x — отжиг при 400 °С в течение 5 ч; Δ — закалка + искусственное старение; o — закалка + естественное старение

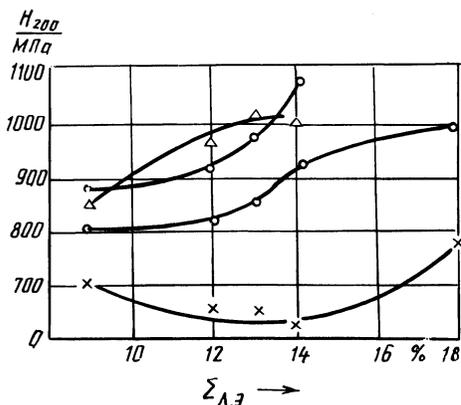


Рис. 2. Изменение твердости горячепрессованных прутков от содержания в сплавах легирующих элементов и режимов термической обработки:

- — ● сплав 9; x — x сплав 12;
- △ — △ сплав 13; ○ — ○ сплав 14;
- — □ сплав 18

ное разупрочнение всех сплавов за первые 10–30 мин выдержки при нагреве. Нагрев свыше 1 ч практически мало сказывается на изменении твердости, а в некоторых случаях она даже несколько возрастает, возможно, за счет процесса вторичного растворения легирующих добавок. Наиболее высокий уровень твердости выявлен на сплаве 18 как в литом состоянии, так и после отжига при  $430^{\circ}C$ . Через 15 мин твердость снизилась с 1320 до 1250 МПа, а после 4 ч выдержки остается на уровне 1000 МПа. Это указывает, что при компактировании гранул наиболее высоколегированного сплава следует применять более длительные изотермические выдержки или несколько повышать температуру нагрева. В менее легированных сплавах разупрочнение в процессе высокотемпературного отжига при  $430^{\circ}C$  завершается, в основном в течение 15–30 мин, что достаточно для нагрева гранул при их компактировании методом горячего прессования.

Измельченная в процессе быстрой кристаллизации структура гранул сохраняется и в полуфабрикатах, обеспечивая комплекс повышенных свойств. На рис. 2 приведена твердость прессованных прутков из исследованных сплавов в зависимости от режимов термической обработки. В исходном горячепрессованном состоянии твердость образцов сплавов 9, 12, 13 находится на одном уровне и составляет около 800 МПа, а у сплавов 14 и 18 заметно выше — 970–1000 МПа. Это обусловлено тем, что в структуре этих высоколегированных сплавов больше количество интерметаллических фаз.

В процессе отжига твердость прутков снижается и составляет 600–700 МПа. Закалка и последующее искусственное и естественное старение сильно упрочняют сплавы. Менее всего упрочняется сплав 9, в котором отсутствуют упрочняющие соединения, кроме небольших количеств фазы  $CuAl_2$ . Сплавы 12, 13, 14 имеют примерно одинаковый уровень твердости после закалки и искусственного старения. Естественное старение этих сплавов в течение 4 сут, вероятно, недостаточно для достижения максимального упрочнения.

Полуфабрикаты из исследованных сплавов обладают хорошими прочностными свойствами (в зависимости от вида термообработки предел прочности составляет 260–400 МПа), и, что наиболее важно, высоким уровнем пластичности (относительное удлинение — 6–12 % в зависимости от вида термообработки). У сплавов подобных композиций, отлитых в обычных условиях, относительное удлинение не превышает 1 %.

Таким образом, экспериментально подтверждено, что высокоскоростное охлаждение расплава при гранулировании сложных по составу алюминиевых сплавов является эффективным методом воздействия на процесс формирования у них структуры и свойств, резко отличающихся от полученных в обычных условиях изготовления отливок. На основе этого установлена возможность использования высоколегированных гранулированных сплавов алюминия, изготовленных из вторичного сырья, для получения горячепрессованных полуфабрикатов.

УДК 621.74

Р.И.ЕСЬМАН, канд.техн.наук,  
Н.П.ЖВАВЫЙ, А.С.КАЛИНИЧЕНКО, канд.техн.наук,  
Э.Д.СЫЧИКОВ (БПИ)

### ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЗАКАЛКОЙ ИЗ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ

Процессы получения заготовок закалкой из жидкого состояния позволяют формировать изделия с необычными сочетаниями физико-механических свойств. Структура такого материала характеризуется мелкозернистым строением, расширением области твердых растворов, фиксированием метастабильных фаз и, в пределе, формированием аморфного состояния.

В настоящей работе исследовались структуры тонких лент из алюминиевых сплавов толщиной 0,1–2 мм на медной подложке. В лентах толщиной более 1 мм из сплава Al – 6 % Ni различаются две зоны: дендритного роста кристаллов и равноосных зерен. Причем для зоны равноосных зерен характерно неупорядоченное направление главных осей дендритов. В лентах толщиной менее 1 мм наблюдался мелкодисперсный конгломерат  $\alpha$ -твердого раствора и фазы  $Al_3Ni$ .

Для сплава алюминия с железом характерно фиксирование метастабильной фазы  $Al_6Fe$  при толщине ленты менее 0,5 мм. Междендритный параметр для сплава алюминия, содержащего 4 % железа, составлял 5 мкм, скорость охлаждения расплава –  $10^3$  К/с. В образце толщиной 2 мм формируются  $\alpha$ -твердый раствор и первичный интерметаллид  $Al_3Fe$  в виде игл длиной 50 мкм и толщиной 5 мкм.

Микроструктура сплава алюминия (4,5 % меди) характеризуется мелкозернистым строением с равномерно распределенной фазой  $CuAl_2$ , которая является упрочняющей. Данная микроструктура соответствует образцу, охлажденному со скоростью  $10^3$  К/с из жидкого состояния.

Сплавы алюминия, содержащие легирующие добавки железа и никеля, сохраняют свои физико-механические свойства при температурах до 623 °К, поэтому в работе были исследованы некоторые тройные сплавы системы Al–Fe–Ni. Микроструктура сплава Al – 3,5 % Fe – 2,5 % Ni носит дендритный характер с четко выраженным направлением теплоотвода. По границам дендритов выделяется фаза  $FeNiAl_9$ . Измерив расстояния между вторичными