

УДК 669.112:546.621

Поступила 15.05.2013

А. М. ВЕРХОВЛЮК, А. А. ЩЕРЕЦКИЙ, В. Л. ЛАХНЕНКО, В. В. АПУХТИН,
А. В. НАЗАРЕНКО, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МОДИФИКАТОРЫ ДЛЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Разработаны составы лигатур на основе систем Al-Zr, Al-Cu-Zr, Al-Cu-Ni-Zr для модифицирования сплавов на основе алюминия. Получены и исследованы образцы данных материалов в мелкокристаллическом состоянии в виде порошков и экструдированных прутков. Показана возможность получения в их структуре метастабильного интерметаллида Al_3Zr , являющегося эффективным модификатором алюминиевых сплавов. На примере модифицирования высокопрочного алюминиевого сплава B95 продемонстрирована эффективность использования разработанных лигатур.

Compositions of master-alloys on the basis of systems Al-Zr, Al-Cu-Zr, Al-Cu-Ni-Zr for modification of aluminium based alloys have been developed. The samples of these materials in microcrystal state in the form of powders and extruded rods have been obtained and investigated. The possibility of obtaining in their structure of metastable intermetallid Al_3Zr , which is an active modifier of aluminium alloys have been shown. On the example of the modification of high-strength aluminium alloy B95 the effectiveness of the use of the developed master alloys have been demonstrated.

Повышение физико-механических, технологических и эксплуатационных свойств сплавов на основе алюминия происходит за счет дисперсного упрочнения и модифицирования структуры (измельчения литого зерна и перехода от дендритной к недендритной кристаллизации расплава). Для этих целей используют микролегирование и модифицирование переходными и редкоземельными металлами (Ni, Cr, Ti, Zr, Sc, Sr, Y, В и др.) [1–7]. При этом эффективность модифицирования напрямую зависит от дисперсности элементов-модификаторов в лигатуре. Для повышения дисперсности интерметаллидной фазы, содержащей переходные и редкоземельные металлы, обычно применяются методы получения лигатур, предусматривающие их быстрое и сверхбыстрое охлаждение. Настоящая работа посвящена исследованию эффективности использования таких лигатур в качестве модификаторов алюминиевых сплавов.

Разработку составов мелкокристаллических лигатур проводили на основе систем Al-Zr, Al-Cu-Zr, Al-Cu-Ni-Zr. Сплавы получали из чистых компонентов с применением вакуумно-индукционной и вакуумно-дуговой плавки. Методом ДСК определены их теплофизические характеристики (см. таблицу).

Модифицирующий эффект от применения лигатур, разработанных на основе изученных систем, достигается за счет насыщения расплава ча-

Теплофизические характеристики лигатур в кристаллическом состоянии

Система	Лигатура	$t_d, ^\circ\text{C}$	$t_c, ^\circ\text{C}$	$\Delta t, ^\circ\text{C}$
Al-Zr	97,5Al2,5Zr	965	656	309
Al-Cu-Zr	47Al40Cu13Zr	1209	548	661
	28Al60Cu12Zr	1193	575	618
	32Al50Cu18Zr	1271	568	703
	35Al40Cu25Zr	894	564	330
Al-Cu-Zr-Ni	28Al60Cu9Zr3Ni	1056	564	492
	47Al40Cu10Zr3Ni	1053	550	503
	5Al10Cu80Zr5Ni	956	829	127
	5Al10Cu75Zr10Ni	891	818	73

стицами интерметаллида Al_3Zr , который может существовать в стабильном и метастабильном состояниях. С точки зрения эффективности модифицирования значительно больший интерес представляет метастабильный Al_3Zr с кубической решеткой, параметры которой ($a = b = c = 0,407$ нм) очень близки к параметрам решетки твердого раствора алюминия ($a = b = c = 0,405$ нм), благодаря чему частицы Al_3Zr становятся эффективными зародышами кристаллизации в расплавах на основе алюминия. В стабильном состоянии интерметаллид Al_3Zr с тетрагональной решеткой, имеющей параметры $a = 0,401$ нм, $c = 1,732$ нм, является менее привлекательным для модифицирования, поскольку может быть центром кристаллизации только по одному направлению. Как в стабильном, так и в метастабильном состоянии интерметаллид

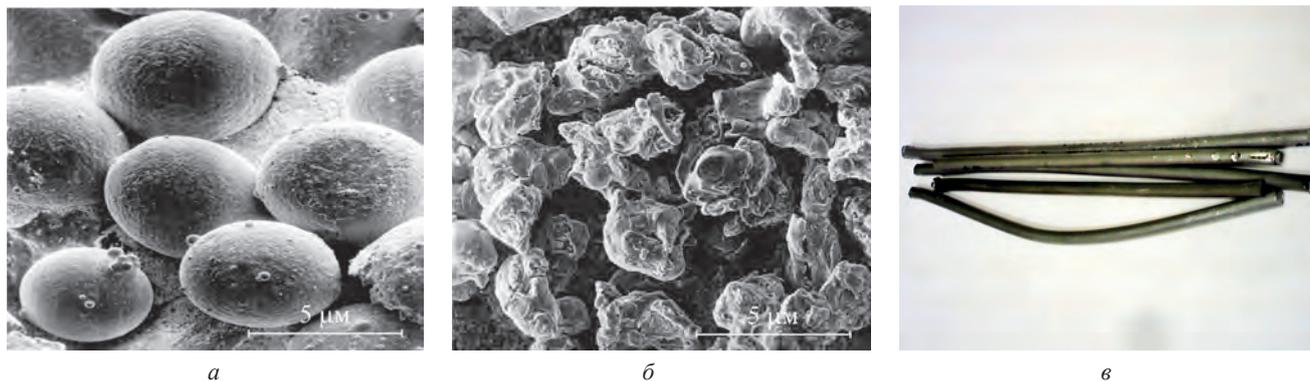


Рис. 1. Лигатура 97,5Al2,5%Zr в виде газораспыленного порошка (а), водораспыленного порошка (б) и прутка после экструзии порошка (в)

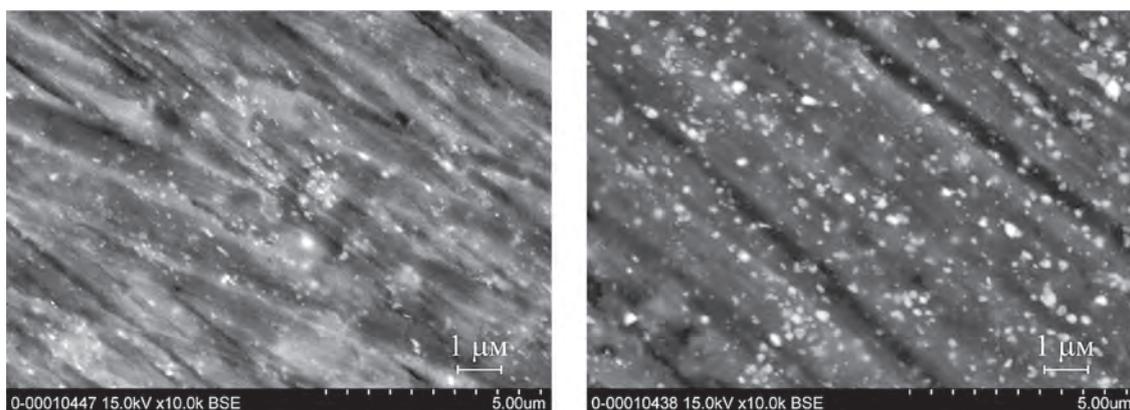


Рис. 2. Электронные микрофотографии (СЭМ) экструдированного прутка из сплава 97,5Al2,5%Zr в исходном состоянии (а) и после шестичасового отжига при 500 °С (б)

Al_3Zr в составе разработанных лигатур может быть получен путем его выделения из пересыщенного твердого раствора, который, в свою очередь, образуется при высокой скорости охлаждения расплава из жидкого состояния.

Для обеспечения быстрого охлаждения и получения пересыщенного цирконием твердого раствора лигатуры получали в виде порошка путем раздува расплава инертным газом или водой, при этом геометрические параметры частиц порошка при различных методах раздува существенно отличались (рис. 1, а, б). Рентгеноструктурные и электронно-микроскопические исследования полученных порошков показали, что они имеют однофазную структуру с равномерным распределением циркония по объему. Интерметаллидные включения Al_3Zr не были выявлены ни в метастабильном, ни в стабильном состоянии.

Для выделения из твердого раствора интерметаллидных включений образцы порошков подвергли термической обработке по различным температурно-временным режимам. Рентгеноструктурный анализ термообработанных образцов порошка показал, что при 500 °С в твердом растворе начинают выделяться частицы метастабильного Al_3Zr , с повышением температуры интерметаллид начи-

нает переходить в стабильную форму, а при увеличении температуры термообработки до 650 °С в структуре лигатуры практически не остается Al_3Zr в метастабильном состоянии, весь интерметаллид переходит в стабильную форму.

Так как порошковый модификатор довольно трудно ввести в расплав, то для более эффективного его использования он подвергался горячей экструзии, которую проводили при температуре 420 ± 10 °С на гидравлическом прессе усилием 60 т. Таким образом, были получены прутки диаметром 6 мм (рис. 1, в). Модификаторы в таком виде легко вводили и полностью усваивались алюминиевым расплавом. Термомеханическая обработка порошка при экструзии оказывает на его структуру действие, аналогичное термической обработке. Так, в структуре экструдированного прутка, полученного из порошка, не подвергавшегося термообработке, появились включения Al_3Zr , что подтверждается результатами микроанализа.

Дальнейшее управление структурой экструдированного модификатора, в частности, регулирование количества модифицирующей фазы и ее дисперсности, возможно путем последующей термической обработки. На рис. 2 снимками, сделанными с помощью сканирующего электронного ми-

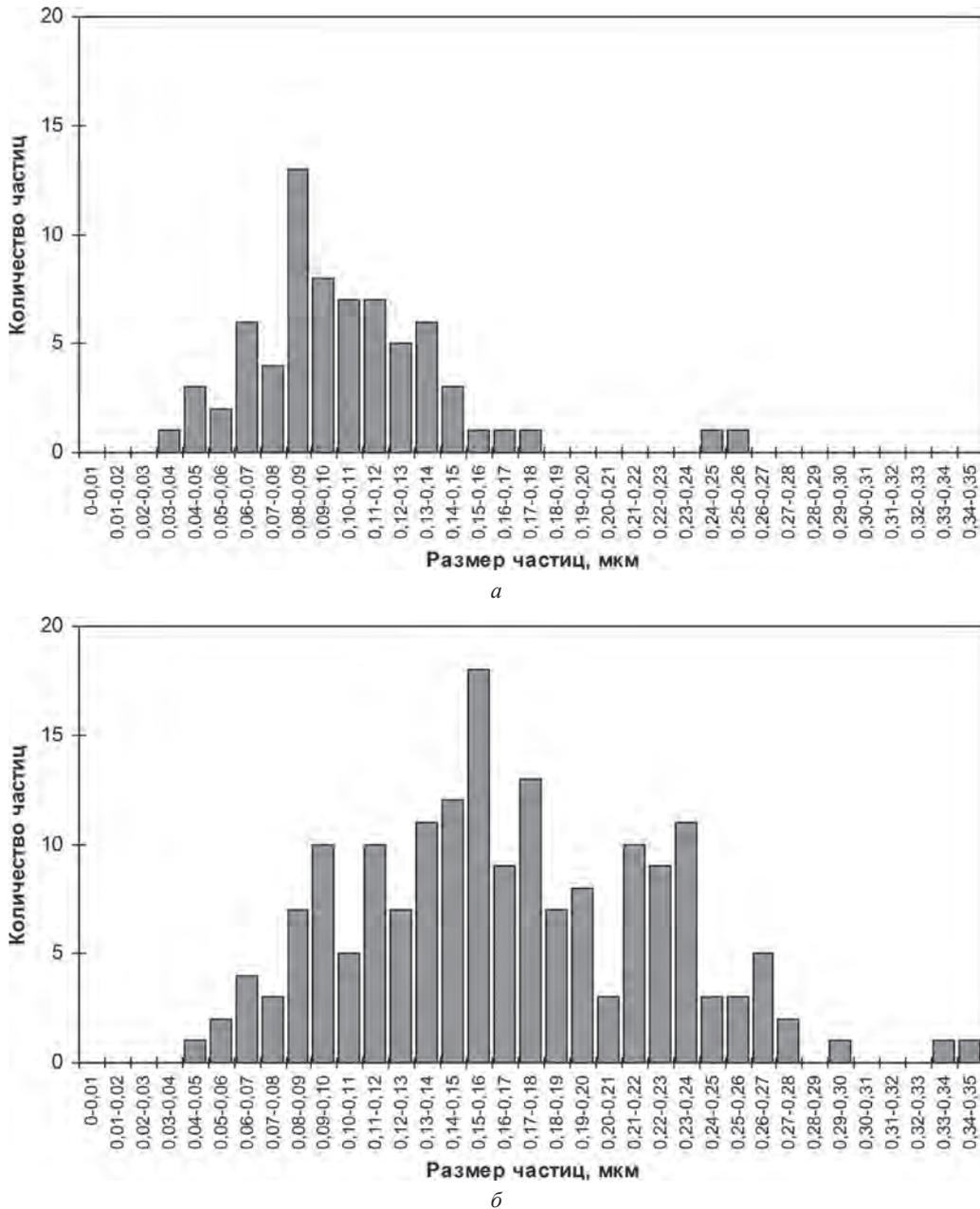


Рис. 3. Распределение по размерам интерметаллидных частиц Al_3Zr в поле зрения электронного микроскопа (СЭМ) в структуре экструдированного прутка из сплава 97,5Al2,5%Zr в исходном состоянии (а) и после шестичасового отжига при 500 °С (б)

роскопа, показано влияние длительного отжига (6 ч) при температуре 500 °С на количество и размер включений интерметаллида-модификатора Al_3Zr в структуре экструдированной лигатуры. Резкое увеличение числа включений в поле зрения микроскопа после термической обработки заметно даже визуально. Металлографическая обработка снимков показала, что количество частиц увеличилось в 2,5 раза (с 70 до 176), при этом их средний размер увеличился более чем в 1,5 раза (с 0,103 до 0,165 мкм). Распределение частиц по размерам также изменилось (рис. 3). Непосредственно после термоэкструзии наибольшее количество частиц в структуре прутка зафиксировано в диапазоне

0,08–0,09 мкм, а после отжига – в диапазоне 0,15–0,16 мкм.

Исследование эффективности модифицирования алюминиевых сплавов данными лигатурами проводили применительно к сплаву В95, имеющего следующий состав: Al – 87,53%; Zn – 6,73; Mg – 2,37; Cu – 1,86; Fe – 0,38; Si – 0,41; Mn – 0,43; Cr – 0,18; Ni – 0,08; Ti – 0,03%. Параллельно с лигатурами, содержащими метастабильный интерметаллид Al_3Zr , исследовали эффективность применения стандартного модификатора 94Al5Ti1В, традиционно используемого для обработки взятого нами для исследований сплава. Эффективность модифицирования изучали при разной скорости

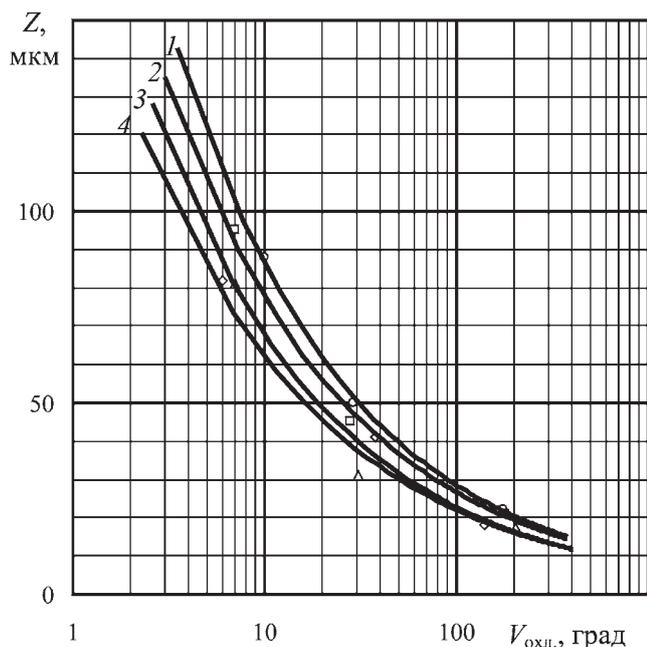


Рис. 4. Влияние скорости охлаждения на средний размер зерна в структуре сплава В95 без модифицирования (1); после обработки: стандартным модификатором 94Al5%Ti1%V (2); лигатурой 97,5Al2,5%Zr в метастабильном состоянии (3); лигатурой 97,5Al2,5%Zr, которая была термообработана в течение 6 ч при температуре 500 °С (4)

охлаждения сплава. Для обеспечения различной скорости охлаждения при получении образцов применяли формы из разных материалов (кварцевое стекло, фторфлогопит, чугун, медь), которые устанавливали на специальной платформе. С помощью хромель-алюмелевых термопар и специального устройства (аналого-цифрового преобразователя WAD AIK BUS) проводили запись кривых охлаждения для каждого образца, что позволило после соответствующей компьютерной обра-

ботки определить скорость охлаждения для каждого исследуемого образца.

Результаты исследования эффективности применения различных модификаторов представлены на рис. 4. Модифицирующая обработка способствует измельчению литого зерна сплава В95 и снижает чувствительность структуры сплава к скорости охлаждения, что определяет не только повышение механических свойств сплава, но и выравнивание их в различных сечениях отливки. При этом эффективность разработанных модификаторов значительно больше по сравнению со стандартным и особенно эффективно применение предлагаемых лигатур для измельчения зерна сплава В95 при низкой скорости охлаждения.

Следует отметить, что, несмотря на значительно большее удельное количество включений Al_3Zr в лигатуре 97,5Al2,5Zr в виде экструдированного прутка после продолжительного отжига при 500 °С по сравнению с такой же лигатурой без термической обработки, эффективность ее оказалась выше незначительно (рис. 4). Это можно объяснить следующим образом. Как показали описанные выше наши исследования, термическая обработка способствует не только выделению метастабильного Al_3Zr из пересыщенного раствора, но и его переходу в стабильную форму. Таким образом, в термообработанной лигатуре при большем общем количестве включений Al_3Zr доля более эффективного метастабильного интерметаллида меньше, поэтому и увеличение эффекта модифицирования при ее применении непропорционально увеличению количества включений.

Литература

1. Brodova I. G., Polents I. V., Bashlikov D. V. The forming mechanism of ultradispersoid phases in rapidly solidified aluminum alloys // Nanostructured materials. 1995. Vol. 6. N 1-4. P. 477-479.
2. Brodova I. G., Bashlikov D. V., Polents I. V. Influence of heat time melt treatment on the structure and the properties of rapidly solidificated aluminum alloys with transition metals // J. materials science and engineering. 1997. Vol. 226-228. P. 136-140.
3. Никитин В. И., Никитин К. В. Наследственность в литых сплавах. Изд. 2-е перераб. и доп. М: Машиностроение-1, 2005.
4. Добаткин В. И., Елагин В. И. Гранулируемые алюминиевые сплавы. М.: Metallurgia, 1981.
5. Маркушев М. В., Мурашкин М. Ю. Механические свойства субмикроструктурных алюминиевых сплавов после интенсивной пластической деформации угловым прессованием // ФММ. 2000. Т. 90. № 5. С. 92-101.
6. Бродова И. Г., Башлыков Д. В., Никитин М. С. Повышение уровня легированности алюминиевого твердого раствора хромом // ФММ. 2004. Т. 98. № 1. С. 83-92.
7. Бродова И. Г., Ширинкина И. Г., Антонова О. Г. Фазовые и структурные превращения в Al-Cr-Zr сплаве после быстрой закалки расплава и сдвига под давлением // ФММ. 2007. Т. 104. № 3. С. 1-8.