

Исследование влияния легирования Sc и рядом переходных металлов и термической обработки на механические свойства сплавов типа 2618 (система Al—Cu—Mg) при температурах 20 и 300 °С

Ю. В. Мильман, Н. П. Захарова, Н. А. Ефимов, А. А. Музыка,
А. О. Шаровский, Н. И. Даниленко, В. А. Гончарук

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН
Украины, Киев, e-mail: milman@ipms.kiev.ua

Исследовано влияние легирования Sc, Zr и рядом переходных металлов сплава 2618 с целью повышения механических свойств экструдированных полуфабрикатов, как при комнатной, так и при температуре 300 °С. Показано, что улучшение механических свойств опытных сплавов при комнатной температуре вызвано изменением морфологии структурных компонентов за счет легирования комплексом Sc + Zr, которое приводит к формированию дополнительного ансамбля наноразмерных упрочняющих частиц $Al_3(Sc, Zr)$. Увеличение жаропрочности в этих сплавах достигается благодаря легированию Cr и V, которые затормаживают диффузионные процессы и повышают прочность межатомных связей в кристаллической решетке.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, микролегирование, дислокационная структура, прочность, пластичность.

Среди систем легирования алюминия особый интерес вызывают системы Al—Cu и Al—Cu—Mg, являющиеся основой композиций жаропрочных алюминиевых сплавов для авиационных конструкций и ракетно-космической техники. Наиболее широко используемым сплавом для изготовления лопаток компрессоров, крыльчаток, дисков и колец турбореактивных и турбовинтовых двигателей, поршней двигателей и других деталей, работающих при повышенных температурах, является сплав 2618 (система Al—Cu—Mg). Хотя за последние 30 лет были созданы сплавы с улучшенными высокотемпературными свойствами, сплав 2618 по-прежнему остается высоковостребованным [1].

Научные исследования с целью разработки вариантов химического состава в рамках данной системы легирования и сейчас интенсивно проводятся зарубежными учеными, о чем свидетельствуют опубликованные патенты [2—7].

При этом для повышения механических свойств и жаропрочности модифицированных сплавов важно установить оптимальные технологические факторы (скорость кристаллизации отливок, режим термической обработки (ТО) и др.), которые могут сильно влиять на фазовый состав, размер структурных составляющих и характер их расположения в изделиях. Изменяя те или иные технологические параметры, можно воздействовать как на структуру, так и на физико-механические и химические характеристики сплава, что в определенных пределах обуславливает и изменение его жаропрочности [8].

© Ю. В. Мильман, Н. П. Захарова, Н. А. Ефимов, А. А. Музыка,
А. О. Шаровский, Н. И. Даниленко, В. А. Гончарук, 2017

Принимая во внимание положительное влияние Sc на механические свойства сплавов алюминия [9], в настоящем исследовании провели микролегирование сплава 2618 (система Al—Cu—Mg) Sc, Zr и рядом переходных металлов, а также подобрали режимы ТО с целью повышения механических свойств этих сплавов как при комнатной, так и при повышенных температурах.

Материалы и методы исследования

Для исследования выбраны составы сплавов, которые приведены в табл. 1. В работе [10] показано, что введение кремния в состав сплавов системы Al—Cu—Mg приводит к уменьшению количества упрочняющих фаз S и θ . С учетом результатов, приведенных в работе [10], авторы настоящего исследования не ввели кремний в состав сплава 3, который дополнительно пролегировали Sc, Zr, Mn, V и Cr.

Слитки опытных сплавов получены с использованием комплекса плавильного оборудования, состоящего из высокочастотного генератора, вакуумной камеры, в которой осуществляется плавление и разлив сплавов, системы крепления тиглей, системы откачивания и напуска инертного газа, миксера для перемешивания расплава, медной изложницы с водяным охлаждением и системы измерения температуры расплава. Плавку проводили в графитовых тиглях, при выливке расплава использовали керамический фильтр, также применяли продувку расплава аргоном перед разливкой в изложницу в течение 2—3 мин. Температура расплава составляла 820 °С.

Для изготовления опытных сплавов применяли двойные лигатуры, которые последовательно вводили в расплав. Для шихты выбран алюминий марки А97. Полуфабрикаты в виде прутков из опытных слитков массой 1, 5 кг изготовлены методом двойной экструзии с $\varnothing 55$ до $\varnothing 25$ мм и с $\varnothing 25$ до $\varnothing 6$ мм при 370—380 °С.

Исследование структуры образцов проведено методами оптической (ОМ) (микроскоп МИМ-9) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) (микроскоп JEM-100СХ).

Термическую обработку выполняли по схеме: температура закалки $T_{\text{зак}} = 530$ °С, выдержка 1 ч (для сплавов 2618 оптимальной принято считать температуру под закалку 530 °С [11]), закалка в воде комнатной температуры, последующий отжиг для протекания процессов старения при температурах $T_{\text{стар}} = 170, 190, 200$ °С. Для оценки работоспособности рассматриваемых сплавов в условиях нагревов, согласно работам [12, 13], образцы после ТО выдерживали при 300 °С и затем измеряли твердость и механические свойства. Твердость полученных образцов измеряли на твердомере Виккерса ИТ50/10 с нагрузкой 98 Н при комнатной температуре в исходном состоянии, после различных ТО и после отжига при 300 °С.

Т а б л и ц а 1. Составы опытных сплавов (% (мас.))

Сплав	Cu	Mg	Mn	Ni	Fe	Si	Ti	Zr	Sc	V	Cr
1	2,3	1,66		1,05	1,1	0,175	0,07				
2	2,3	1,66		1,05	1,1	0,175	0,07	0,15	0,3		
3	2,7	1,55	0,5	1,2	1,2		0,1	0,15	0,4	0,15	0,15

Для определения механических свойств при испытаниях на растяжение изготовлены стандартные цилиндрические образцы согласно ГОСТ 1497-84. Механические испытания на растяжение осуществляли на машине 1246 со скоростью перемещения захватов 1 мм/мин (скорость деформации — 10^{-3} с^{-1} с записью кривой деформации). Предел прочности σ_B , границу текучести $\sigma_{0,2}$ и удлинение до разрушения δ рассчитывали по кривым деформации. Испытания проводили при комнатной температуре и при 300 °С после выдержки образцов при этой температуре в течение 10 мин, 5 и 20 ч непосредственно в камере испытательной машины.

Результаты исследования

Для выбора оптимального режима ТО измеряли твердость прутков из опытных сплавов после различных обработок. За оптимальный принимали режим, при котором получены максимальные значения твердости при комнатной температуре. Результаты измерений приведены в табл. 2, из которой следует, что сплавы 1 и 2 приобретают максимальную твердость при старении при 200 °С. Но для сплава 1 максимальная твердость достигается за 12 ч, а для сплава 2 — за 5 ч. Сплав 3 при 190 и 170 °С имеет максимальную твердость за 5 ч.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что для модифицированных сплавов типа 2618 оптимальные режимы старения могут отличаться от режима старения базового сплава в зависимости от легирования.

Согласно работе [12], падение уровня твердости после выдержки при 300 °С может служить показателем жаропрочности алюминиевых сплавов. Результаты измерения твердости опытных сплавов после выдержки при 300 °С приведены в табл. 3. Из данных табл. 3 следует, что твердость прутков из опытных сплавов падает после отжига при 300 °С. При этом разупрочнение (величина относительной потери (%) твердости под воздействием выдержки при 300 °С) в сплавах 2 и 1 при выдержке 20 ч составляет около 50%, но сплав 2 при всех временах выдержки при 300 °С имеет несколько большую твердость. В сплаве 3 потеря твердости при

Т а б л и ц а 2. Твердость *HV* прутков опытных сплавов в зависимости от температуры старения $T_{\text{стар}}$ и времени выдержки τ

$T_{\text{стар}}, \tau$	<i>HV</i> , МПа		
	Сплав 1	Сплав 2	Сплав 3
170 °С, 5 ч	1271	1305	1370
170 °С, 12 ч	1300	1400	1340
170 °С, 20 ч	1360	1470	1360
190 °С, 5 ч	1319	1449	1370
190 °С, 12 ч	1400	1497	1340
190 °С, 20 ч	1431	1488	1305
200 °С, 5 ч	1407	1522	—
200 °С, 12 ч	1455	1515	—
200 °С, 20 ч	1431	1505	—

Т а б л и ц а 3. Твердость *HV* прутков после ТО по режиму: $T_{\text{зак}} = 530 \text{ }^\circ\text{C}$ + старение при $190 \text{ }^\circ\text{C}$ 12 ч в зависимости от времени выдержки τ при $300 \text{ }^\circ\text{C}$

Сплав	<i>HV</i> , МПа						
	Исходное состояние	0,25 ч	0,5 ч	1 ч	3 ч	5 ч	20 ч
1	1400	1400	—	908	836	805	688
2	1500	1298	1008	953	869	825	742
3	1369	—	—	900	—	830	810

Т а б л и ц а 4. Механические свойства при растяжении опытных сплавов (1—3), обработанных по оптимальным режимам ТО (см. табл. 3), при $T_{\text{исп}} = 20$ и $300 \text{ }^\circ\text{C}$ и после выдержки сплавов при $300 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение $\tau = 0,1; 5$ и 20 ч

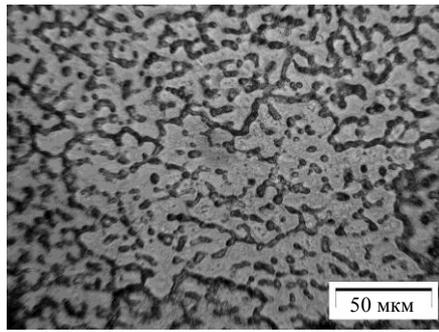
$T_{\text{исп}}, \tau$	$\sigma_{0,2}$, МПа			σ_b , МПа			δ , %		
	1	2	3	1	2	3	1	2	3
20 $^\circ\text{C}$	377	457	354	451	533	509	11	8	14
300 $^\circ\text{C}$, 0,1 ч	90	96	—	106	104	—	27	31	—
300 $^\circ\text{C}$, 5 ч	90	90	104	100	104	114	35	30	35
300 $^\circ\text{C}$, 20 ч	72	85	93	86	91	100	36	38	35

выдержке 20 ч составляет 40%, твердость при всех временах выдержки при $300 \text{ }^\circ\text{C}$ в этом сплаве выше, чем в сплавах 1 и 2.

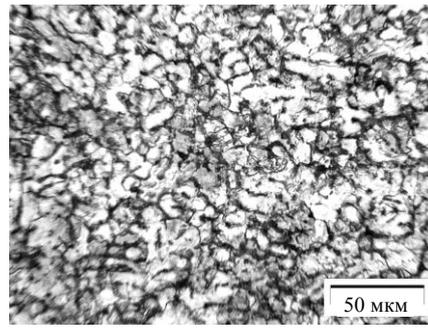
Опытные сплавы, обработанные по оптимальным режимам ТО, которые были выбраны на основании измерения твердости (табл. 2), испытывали на растяжение. Испытания проводили при 20 и $300 \text{ }^\circ\text{C}$ (при выдержке 10 мин, 5 и 20 ч). Данные испытаний приведены в табл. 4. Значения механических свойств для сплавов 2 и 3 при испытаниях при $300 \text{ }^\circ\text{C}$ подтверждают целесообразность легирования сплавов типа 2618 переходными металлами для увеличения жаропрочности сплавов такого типа.

Для выяснения причин улучшения механических свойств при комнатной и повышенной до $300 \text{ }^\circ\text{C}$ температурах проведено исследование влияния дополнительного легирования на формирование структуры опытных сплавов.

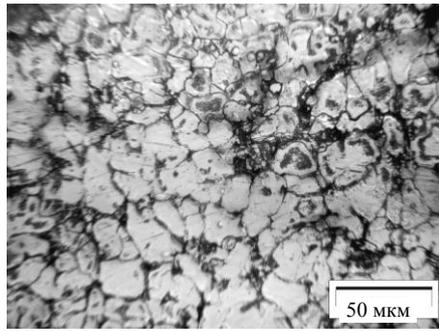
Исследование методами ОМ структуры слитков опытных сплавов показало, что в сплаве 1 (базовый сплав 2618) наблюдается грубая дендритная структура (рис. 1, а). Легирование базового состава Sc и Zr приводит к значительному измельчению структурных составляющих слитка из сплава 2 (рис. 1, б). Дополнительное легирование сплава 2 Cr, Mn и V (сплав 3) приводит к формированию в слитке зеренной структуры. При этом средний размер зерна несколько больше, чем в сплаве 2, и составляет 25 мкм (рис. 1, д). Подобные изменения в структуре после легирования Sc, Zr и переходными металлами фиксировались в сплавах серий 7XXX и 5XXX в литом состоянии и подробно описаны в работах [9, 14].



a

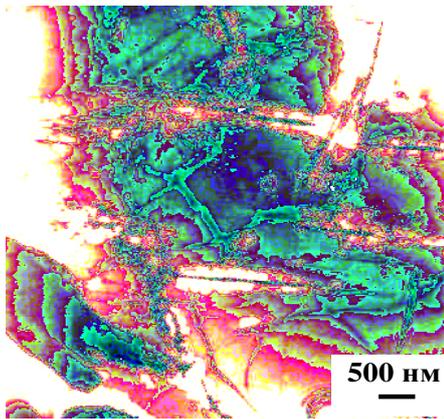


б

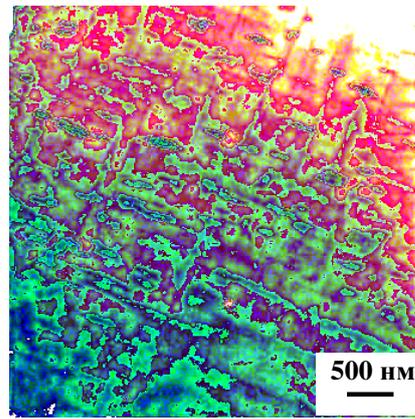


в

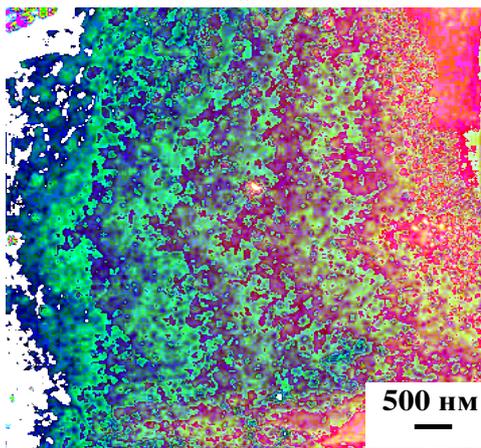
Рис. 1. Структура опытных сплавов 1 (*a*), 2 (*б*) и 3 (*в*) в литом состоянии (ОМ).



a



б



в

Рис. 2. Структура слитков сплавов 1 и 2 (ПЭМ): *a*, *б* — выделения S-фазы соответственно в сплавах 1 и 2; *в* — частицы $Al_3(Sc, Zr)$ в сплаве 2.

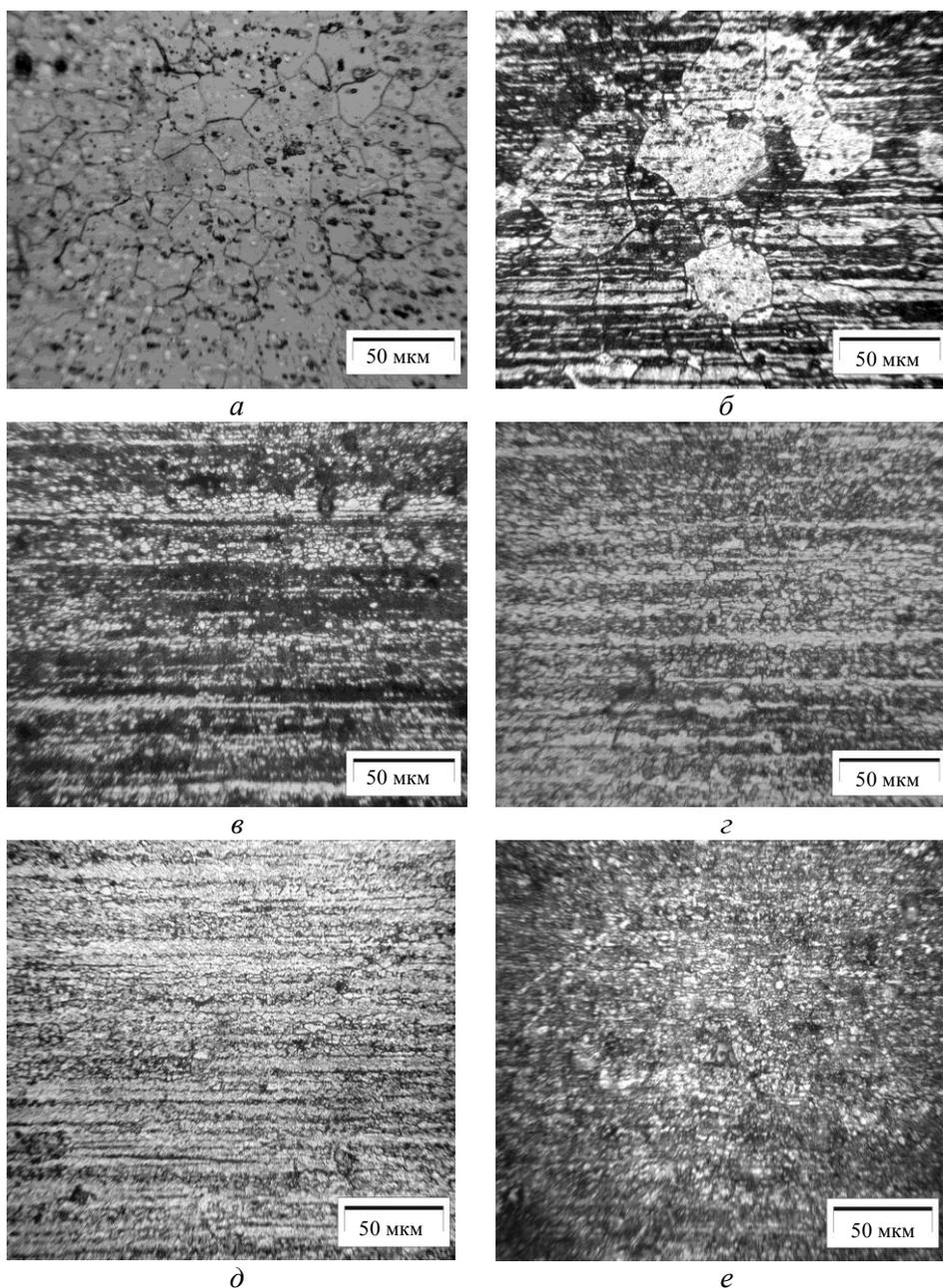


Рис. 3. Структура прутков опытных сплавов: *a* — сплав 1 ($T_{\text{зак}} = 530\text{ }^{\circ}\text{C}$ + старение при $190\text{ }^{\circ}\text{C}$ 12 ч); *б* — сплав 1 ($T_{\text{зак}} = 530\text{ }^{\circ}\text{C}$ + старение при $190\text{ }^{\circ}\text{C}$ 12 ч) + отжиг при $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 5 ч; *в* — сплав 2 ($T_{\text{зак}} = 530\text{ }^{\circ}\text{C}$ + старение при $190\text{ }^{\circ}\text{C}$ 12 ч); *г* — сплав 2 ($T_{\text{зак}} = 530\text{ }^{\circ}\text{C}$ + старение при $190\text{ }^{\circ}\text{C}$ 12 ч) + отжиг при $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 5 ч; *д* — сплав 3 ($T_{\text{зак}} = 530\text{ }^{\circ}\text{C}$ + старение при $190\text{ }^{\circ}\text{C}$ 12 ч); *е* — сплав 3 ($T_{\text{зак}} = 530\text{ }^{\circ}\text{C}$ + старение при $190\text{ }^{\circ}\text{C}$ 12 ч) + отжиг при $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 5 ч.

Проведено ПЕМ исследование структуры сплавов 1 и 2 в литом состоянии. В базовом сплаве 1 наблюдаются игольчатые частицы S -фазы (AlMg_2Cu). Их средняя длина составляет $700\text{--}1500\text{ нм}$. Дополнительное легирование сплава 2618 скандием и цирконием (сплав 2) приводит к выделению в алюминиевой матрице дисперсных когерентных частиц

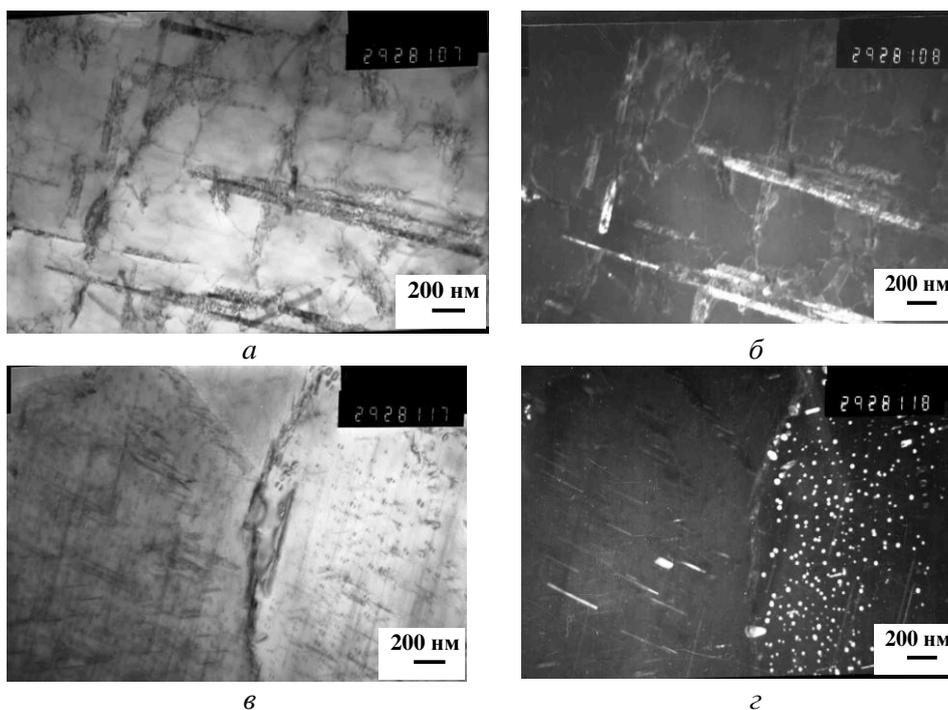


Рис. 4. Структура прутков из сплавов 1 (а, б) и 2 (в, з) (ПЭМ) после термической обработки по режиму: $T_{\text{зак}} = 530 \text{ }^\circ\text{C}$, старение при $190 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 12 ч и последующий отжиг при $300 \text{ }^\circ\text{C}$; *слева* — изображения в светлом поле; *справа* — в темном.

($\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$) и S -фазы. Игольчатые выделения S -фазы в сплаве 2 равномерно распределены в алюминиевой матрице и эти частицы более дисперсные, чем в структуре литого сплава 1, их средняя длина составляет 500 нм (рис. 2).

После экструзии слитка сплава 1 и последующей ТО в полученных образцах наблюдается полностью рекристаллизованная структура. Последующая выдержка при $300 \text{ }^\circ\text{C}$ приводит к дальнейшему развитию собирательной рекристаллизации. Исследование методами ОМ структуры образцов сплава 1 до и после выдержки при $300 \text{ }^\circ\text{C}$ показало, что размер зерен увеличивается с 25 до 200 мкм (рис. 3, а, б).

Легирование базового состава комплексом Sc + Zr (сплавы 2 и 3) приводит к образованию в прутках после ТО неоднородной структуры, состоящей из смеси волокон и мелких зерен, расположенных вдоль волокон в прутке (рис. 3, в, д). Выдержка при $300 \text{ }^\circ\text{C}$ не вызывает существенного изменения типа структуры (рис. 3, з, е). Структура в прутках из сплава 3 становится еще более дисперсной по сравнению со сплавом 2.

Как показало ПЭМ исследование структуры прутков сплавов 1 и 2, дополнительное легирование Sc и Zr влияет на кинетику распада твердого раствора в процессе ТО, что изменяет морфологию S -фазы в структуре сплавов. Так, S -фаза в сплаве 2 после ТО становится более дисперсной по сравнению с исходным составом. Как и в литом состоянии, в структуре прутка сплава 2 одновременно с S -фазой наблюдаются наноразмерные когерентно-связанные с алюминиевой матрицей частицы $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ (рис. 4, а, б).

Выводы

Легирование сплава 2618 комплексом Sc + Zr приводит к формированию дополнительного ансамбля дисперсных упрочняющих частиц $Al_3(Sc, Zr)$, когерентно-связанных с кристаллической решеткой алюминиевой матрицы, что существенно повышает механические свойства при комнатной температуре.

Легирование комплексом Sc + Zr также вызывает ускорение процесса старения с выделением упрочняющей S-фазы, при этом эти выделения становятся более дисперсными и их распределение в теле зерен (субзерен) — более равномерным.

Анализ структуры и механических свойств опытных сплавов показал, что заметное увеличение жаропрочности в этих сплавах достигается за счет дополнительного легирования элементами, которые затормаживают диффузионные процессы и повышают прочность межатомных связей в кристаллической решетке (элементы с высокой температурой плавления — Cr, V).

1. *Robinson J. S. Creep resistant aluminium alloys and their Applications/ J. S. Robinson, R. L. Cudd and J. T. Evans // Mater. Sci. and Technology. — 2003. — 19, is. 2. — P. 143—155.*
2. *Пат. 2379366 Российской Федерации. МПК С 22 С 21/16, С 22 F 1/057. Сплавы серии 2000 с улучшенными характеристиками стойкости к повреждениям для авиационно-космического применения [Текст]/ Лин Джен К. (США); заявитель и патентообладатель АЛКОА ИНК (США). — Оpubл. 20.01.2010.*
3. *Пат. 2008141814 Российской Федерации. МПК С 22 F 1/057. Изделие из алюминиевого сплава с высокой стойкостью к повреждениям, в частности для применения в авиационно-космической промышленности [Текст]/ Харгартер Хинрих Йоханнес (NL). Заявитель и патентообладатель Корус Аллюминум Вальцпродукте ГМБХ (DE). — Оpubл. 27.04.2010.*
4. *Пат. 2008115928 Российской Федерации. МПК С 22 С 21/16. Сплав Al—Cu—Mg, подходящий для авиационно-космического применения [Текст]/ Морра Паола Валентина Абсала (NL); заявитель и патентообладатель Алерис Аллюминум Кобленц ГМБХ (DE). — Оpubл. 27.10.2009*
5. *Pat. US 9347558 USA. Wrought and cast aluminum alloy with improved resistance to mechanical property degradation / Inventors: Nasserrafi, Rahbar (Andover, KS, US), Waalkes, Laverne L. (Valley Center, KS, US), Hicks, Gerald E. (Wichita, KS, US), Obrachta, Kevin (Wichita, KS, US), Jakstis, David E. (Andover, KS, US). — Publ. 24.05.2016.*
6. *Pat. US7875132. High temperature aluminum alloys / Inventors: Pandey, Awadh B. (Jupiter, FL, US) Assignee: United Technologies Corporation (Hartford, CT, US). — Publ. 25.01.2011.*
7. *EP 2719784. Aluminum alloy having excellent high-temperature characteristics / Tanaka, Toshiyuki c/o Daian Plant in Kobe Steel Application Number: EP 20120796774, Publ. 16.04.2014.*
8. *Zappi E. Effect of Zr and V on the structural and mechanical properties of the 2618 Al alloy // Norwegian University of Sci. and Technology Department of Mater. Sci. and Engineering. — November 2014. — 165 p.*
9. *Milman Yu. “Sc effect” of improving mechanical properties in aluminium alloys / Yu. V. Milman, D. V. Lotsko, O. I. Sirko // Mater. Sci. Forum. — 2000. — 331—337. — P. 1107—1112.*
10. <http://metallabout.blogspot.com/2014/02/alcumg.html>

11. *Белецкий В. М.* Аллюминиевые сплавы (Состав, свойства, технология, применение): (Справ.) / Под общ. ред. акад. РАН И. Н. Фридляндера / В. М. Белецкий, Г. А. Кривов. — К. : Коминтех, 2005. — 364 с.
12. *Чирков Е. Ф.* Темп разупрочнения при нагревах — критерий оценки жаропрочности конструкционных сплавов систем Al—Cu—Mg и Al—Cu // Электронный науч. журн. Труды ВИАМ. — 2013. — № 2. — http://viam-orks.ru/ru/articles?art_id=10
13. *Васенин В. И.* Об определении жаропрочности аллюминиевых сплавов // Металлургия машиностроения. — 2004. — № 3. — С. 38—40.
14. *Milman Yu.* Microstructure and mechanical properties of cast and wrought Al—Zn—Mg—Cu alloys modified with Zr and Sc / Yu. V. Milman, O. N. Senkov, D. B. Miracle // Mater. Sci. Forum. — 2002. — 396—402. — P. 1217—1222.

Дослідження впливу легування Sc і низкою перехідних металів та термічної обробки на механічні властивості сплавів типу 2618 (система Al—Cu—Mg) при температурах 20 і 300 °C

Ю. В. Мільман, Н. П. Захарова, М. О. Єфімов, О. О. Музика,
А. О. Шаровський, М. І. Даниленко, В. А. Гончарук

Досліджено вплив легування Sc, Zr та низкою перехідних металів сплаву 2618 з метою підвищення механічних властивостей екструдованих напівфабрикатів, як при кімнатній, так і при температурі 300 °C. Показано, що покращення механічних властивостей експериментальних сплавів при кімнатній температурі викликане зміною морфології структурних компонентів за рахунок легування комплексом Sc + Zr, яке приводить до формування додаткового ансамблю нанорозмірних зміцнюючих частинок Al₃(Sc, Zr). Зростання жароміцності в цих сплавах досягається завдяки легуванню Cr та V, що гальмує дифузійні процеси і підвищує міцність міжатомних зв'язків в кристалічній ґратці.

Ключові слова: аллюмінієві сплави, мікролегування, дислокаційна структура, міцність, пластичність.

Investigation of the influence of alloying by Sc and by the number of transition metals as well as thermal treatment on the mechanical properties of 2618 alloys (Al—Cu—Mg system) at temperatures of 20 and 300 °C

Yu. V. Milman, N. P. Zakharova, M. O. Iefimov, O. O. Muzyka,
A. O. Sharovsky, M. I. Danilenko, V. A. Goncharuk

The influence of alloy 2618 alloying by Sc, Zr and by the number of transition metals with the aim of increasing the mechanical properties of extruded semi-finished products both at room temperature and at elevated temperatures was studied. It is shown that the increase of the mechanical properties of experimental alloys at room temperature is associated with a change in the morphology of the structural components due to alloying by the Sc + Zr complex, which leads to the formation of thy additional ensemble of nanosized reinforcing Al₃(Sc, Zr) particles. The increase of the high-temperature strength in these alloys is associated with alloying by Cr and V, which slow down the diffusion processes and increase the strength of the interatomic bonds in the crystal lattice.

Keywords: aluminum alloys, microalloying, dislocation structure, strength, plasticity.