

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА БОРАЛЮМИНИЯ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ БЕЗ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ОПЕРАЦИЙ ГОМОГЕНИЗАЦИИ И ЗАКАЛКИ

© 2018 г. **К.Ю. Червякова, Н.А. Белов, М.Е. Самошина, А.А. Яковлев**

Национальный исследовательский технологический университет (НИТУ) «МИСиС», г. Москва

*Статья поступила в редакцию 26.05.17 г., доработана 13.10.17 г., подписана в печать 18.10.17 г.*

Алюминиевые сплавы Al–Cu–Mn (Zr) обладают высокой прочностью и технологичностью без операций термической обработки (ТО). С целью исследования возможности получения алюминиевого борсодержащего сплава в виде листового проката повышенной прочности без осуществления ТО в работе получили сплавы Al–2%Cu–1,5%Mn–2%B и Al–2%Cu–1,5%Mn–0,4%Zr–2%B. Для исключения осаждения тугоплавких частиц боридов плавку вели в индукционной печи РЭЛТЕК, обеспечивающей интенсивное перемешивание расплава. Температура плавки составляла 950–1000 °С. Заливку осуществляли в графитовые изложницы 40×120×200 мм. С использованием расчетных методов (Thermo-Calc) установлено, что при температуре плавки марганец образует сложные бориды с алюминием и цирконием, при этом в жидкости остается достаточное количество марганца, а циркония в ней практически нет. Экспериментальными методами (электронная сканирующая микроскопия и микрорентгеноспектральный анализ) доказано формирование сложного борида  $AlB_2Mn_2$ , однако оставшегося в твердом растворе марганца хватает на образование частиц фазы  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  в количестве до 7 мас.%. В сплаве с цирконием бор стимулирует выделение первичных кристаллов  $Al_3Zr$ , в связи с чем в алюминиевом твердом растворе остается недостаточное количество циркония для упрочнения. Показана возможность получения тонколистового проката толщиной менее 0,3 мм с равномерно распределенными скоплениями боридной фазы с размером частиц менее 10 мкм. Без использования закалки и старения достигнут высокий уровень прочности (до 543 МПа) за счет выделения дисперсоидов фазы  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  во время горячей деформации ( $t = 450$  °С).

**Ключевые слова:** боралюминий, борид, фазовый состав, дисперсоиды, повышенная прочность.

**Червякова К.Ю.** – аспирант кафедры обработки металлов давлением (ОМД) НИТУ «МИСиС», инженер этой кафедры (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: kse-chervyakova@yandex.ru.

**Белов Н.А.** – докт. техн. наук, профессор, гл. науч. сотр. кафедры ОМД, НИТУ «МИСиС». E-mail: nikolay-belov@yandex.ru.

**Самошина М.Е.** – канд. техн. наук, доцент, ст. науч. сотр. кафедры ОМД, НИТУ «МИСиС». E-mail: samoshina@list.ru.

**Яковлев А.А.** – канд. техн. наук, нач. отдела ИЦ ЛТМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: yakovlev.misis@gmail.com.

**Для цитирования:** Червякова К.Ю., Белов Н.А., Самошина М.Е., Яковлев А.А. Исследование возможности получения листового проката боралюминия повышенной прочности без использования операций гомогенизации и закалки // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2018. No. 3. С. 59–67.  
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-3-59-67.

*Chervyakova K.Yu., Belov N.A., Samoshina M.E., Yakovlev A.A.*

## **Investigation of possibility to produce high-strength boron aluminum sheets without homogenization and quenching operations**

Al–Cu–Mn (Zr) alloys feature high strength and processability without any thermal treatment operations. Al–2%Cu–1,5%Mn–2%B and Al–2%Cu–1,5%Mn–0,4%Zr–2%B alloys were obtained in order to investigate the possibility of producing a aluminum boron-containing alloy in the form of high-strength sheet rolled stock without thermal treatment. Melting was performed in the RELTEK induction furnace with intense melt stirring to eliminate sedimentation of boride refractory particles. Melting temperature was 950–1000 °С. Melt was poured into 40×120×200 mm graphite casting molds. Calculation methods (Thermo-Calc) were used to demonstrate that manganese forms complex borides with aluminum and zirconium at a melting temperature while there is enough manganese in liquid and there is practically no zirconium left. Experimental methods (electronic scanning microscopy and electron microprobe analysis) proved the formation of the complex  $AlB_2Mn_2$  boride, however, manganese remained in a solid solution is enough to form the  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  phase particles in the amount up to 7 wt.%. In the alloy with zirconium, boron stimulates primary  $Al_3Zr$  crystal separation and, therefore, zirconium content left in the aluminum solid solution is not sufficient for hardening. It is shown that it is possible to

produce thin-rolled steel with a thickness of less than 0,3 mm with uniformly distributed clusters of the boride phase with a particle size of less than 10  $\mu\text{m}$ . A high level of strength up to 543 MPa is reached without the use of hardening and aging due to the precipitation of  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$  phase dispersions during hot deformation ( $t = 450\text{ }^\circ\text{C}$ ).

**Keywords:** boron aluminum alloy, boride, phase composition, dispersoids, increased strength.

**Chervyakova K.Yu.** – postgraduate student, engineer of the Department of pressure metal and alloy treatment, National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: kse-chervyakova@yandex.ru.

**Belov N.A.** – Dr. Sci. (Tech.), professor, chief researcher of the Department of pressure metal and alloy treatment, NUST «MISIS». E-mail: nikolay-belov@yandex.ru.

**Samoshina M.E.** – Cand. Sci. (Tech.), associate prof., senior researcher of the Department of pressure metal and alloy treatment, NUST «MISIS». E-mail: samoshina@list.ru.

**Yakovlev A.A.** – Cand. Sci. (Tech.), head of section of Engineering Centre «Foundry technologies and materials», NUST «MISIS». E-mail: yakovlev.misis@gmail.com.

**Citation:** Chervyakova K.Yu., Belov N.A., Samoshina M.E., Yakovlev A.A. Issledovanie vozmozhnosti polucheniya listovogo prokata boralyuminiya povyshennoi prochnosti bez ispol'zovaniya operatsii gomogenizatsii i zakalki. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2018. No. 3. P. 59–67. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-3-59-67.

## Введение

Алюминиевые борсодержащие сплавы (бор-алюминий) являются перспективными радиационно-стойкими легкими конструкционными материалами для атомного машиностроения, аэрокосмических предприятий, приборостроения, электротехники и электроники. Помимо способности поглощать тепловые нейтроны, таким материалам зачастую необходимо иметь высокие механические свойства. Методы порошковой металлургии позволяют получать боралюминий повышенной прочности [1–6], однако они трудоемки и требуют специального оборудования. В работах [7, 8] показана возможность получения алюминиевых термически упрочняемых (по режиму Т6: закалка + старение) борсодержащих сплавов с высокой прочностью более технологически простым методом — по жидкофазной технологии на обычном оборудовании. Однако с точки зрения экономической целесообразности еще более предпочтительна технология получения боралюминия, исключающая упрочняющую термическую обработку типа Т6.

Известны алюминиевые сплавы, обладающие высокой прочностью и технологичностью без операций термической обработки, — они относятся к системе Al—Cu—Mn (Zr) [9, 10]. Из сплавов этой системы успешно получали листовой прокат с временным сопротивлением при растяжении не менее 300 МПа и относительным удлинением не менее 6 %. Данные сплавы отличаются хорошей жаропрочностью при температурах до  $\sim 350\text{ }^\circ\text{C}$  за счет формирования при отжиге вторичных выде-

лений термически стабильных фаз, содержащих Mn и Zr [11–16].

Целью работы являлось исследование возможности получения алюминиевого борсодержащего сплава в виде листового проката повышенной прочности без проведения упрочняющей термической обработки типа Т6.

## Методы проведения исследования

Объектами исследования служили борсодержащие сплавы системы Al—Cu—Mn (типа АЛТЭК), %: Al—2Cu—1,5Mn—2B и Al—2Cu—1,5Mn—0,4Zr—2B. В качестве шихтовых материалов применяли алюминий технической чистоты А85 [17], лигатуру Al—5%B в чушке (производитель «КВМ Affilips», Голландия), медь марки М1 [18], лигатуры Al—10%Mn и Al—15%Zr. Согласно анализу, лигатура содержит два вида боридов —  $\text{AlB}_2$  (44,51 мас.% бора) и  $\text{AlB}_{12}$  (82,78 мас.% бора). При плавке использовали чистые и высушенные шихтовые материалы. Плавку проводили в индукционной печи РЭЛТЕК (РЭЛТЕК, г. Екатеринбург), обеспечивающей интенсивное перемешивание расплава во избежание осаждения тугоплавких частиц боридов. Плавку вели в графитошамотном тигле при температуре 950–1000  $^\circ\text{C}$ . Перед заливкой температуру расплава поднимали до 1070  $^\circ\text{C}$ . Заливку осуществляли в графитовую изложницу с размерами 40×120×200 мм.

Результаты химического анализа полученных сплавов, выполняемого на эмиссионном спектро-

Таблица 1  
Данные химического анализа, мас. %

Сплав	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Zr	B
Al–2Cu–1,5Mn–2B	94,95	0,06	0,07	1,59	1,24	–	2,09
Al–2Cu–1,5Mn–0,4Zr–2B	94,87	0,05	0,08	1,51	1,16	0,32	2,01

Таблица 2  
Фазовый состав экспериментальных сплавов в жидком состоянии (Thermo-Calc, база TCAL4)

Температура, °C	Фаза	Доля фазы, мас. %	Концентрация, мас. %				
			Al	Mn	Cu	Zr	B
Al–2Cu–1,5Mn–2B							
1000	L	96,05	96,94	0,47	2,08	–	0,5
	MeB <sub>2</sub>	3,95	34,99	26,53	–	–	38,48
Al–2Cu–1,5Mn–0,4Zr–2B							
1000	L	95,73	96,94	0,49	2,09	–	0,48
	MeB <sub>2</sub>	4,27	30,38	24,15	–	9,38	36,08

метре ARL 4460 (Thermo Fisher Scientific, Германия) (за исключением бора, содержание которого определяли методом аналитической химии), представлены в табл. 1. Отличие полученных результатов от расчетных — менее 5 %.

После удаления прибыльной части слитки подвергали термомеханической обработке. Для нагрева под прокатку использовали печь ЭКПС 500 (СКТБ СПУ, г. Смоленск) с точностью поддержания температуры  $\pm 10$  °C, смягчающий отжиг проводили в муфельной электрической печи SNOL 8,2/1100 (НАКАЛ, г. Солнечногорск).

Шлифы изготавливали методом механической полировки. Микроструктуру исследовали на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) «Tescan Vega 3» (Tescan, Чехия) с системой локального микроанализа «Oxford Instruments». Микроанализ вели в автоматическом режиме с использованием программного обеспечения AZTEC, для определения состава фазы проводили 3–5 независимых анализов в различных точках образца.

Для расчета фазового состава систем применяли программу «Thermo-Calc» (базы данных TCAL4 и TTAL5) [19].

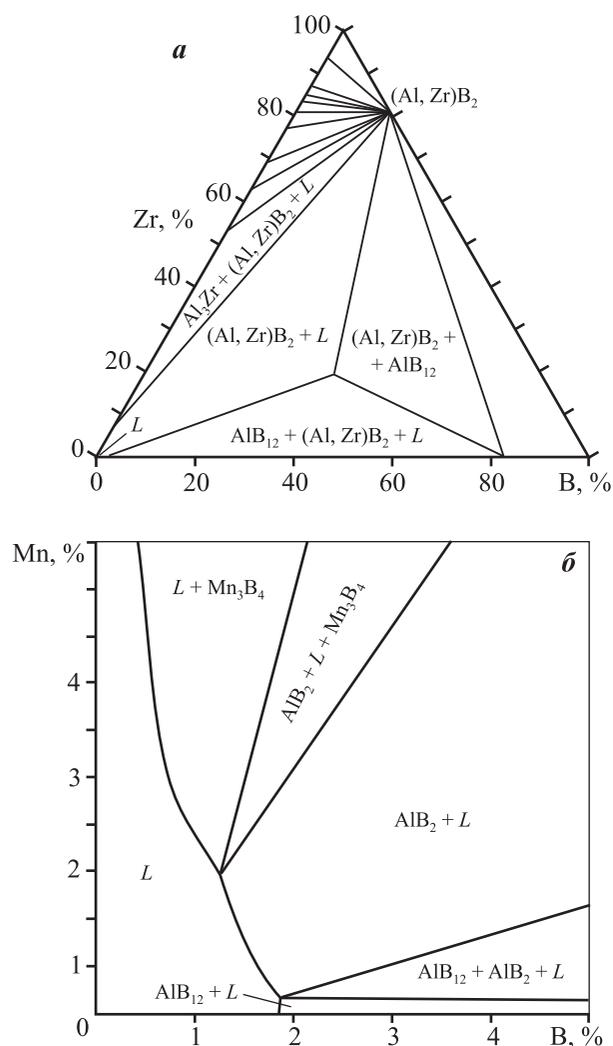
Для определения механических характеристик (временного сопротивления разрыву ( $\sigma_B$ ), предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) и относительного удлинения ( $\delta$ )) листового проката вырезали образцы размером 10×130 мм и проводили испытания на одноосное растяжение на разрывной машине «Instron 1501x» (Instron, Великобритания) со скоростью 10 мм/мин [20, 21].

## Результаты исследований и их обсуждение

Известно [22], что медь не вступает во взаимодействие с бором. Для выявления возможного взаимодействия бора с марганцем и цирконием в процессе плавки проводили расчет фазового состава сплавов систем Al–Zr–B и Al–Mn–B в программе «Thermo-Calc» (база данных TCAL4).

Анализ результатов расчета показывает, что в системе Al–Zr–B соединения AlB<sub>2</sub> и ZrB<sub>2</sub> образуют непрерывный ряд твердых растворов при температурах до ~920 °C, что позволяет записать данную фазу как (Al, Zr)B<sub>2</sub>. При этих температурах цирконий практически полностью связан именно в эту фазу, а его содержание в жидкости мало. С повышением температуры появляются области с фазой AlB<sub>12</sub> и происходит уменьшение области (Al, Zr)B<sub>2</sub>, что видно из изотермического разреза этой тройной системы, рассчитанного при  $t = 1200$  °C (рис. 1, а).

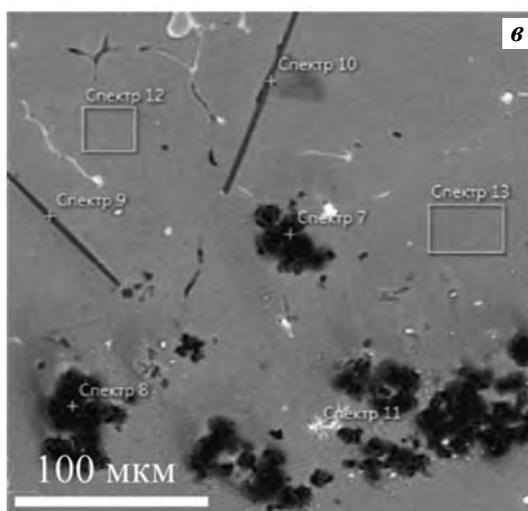
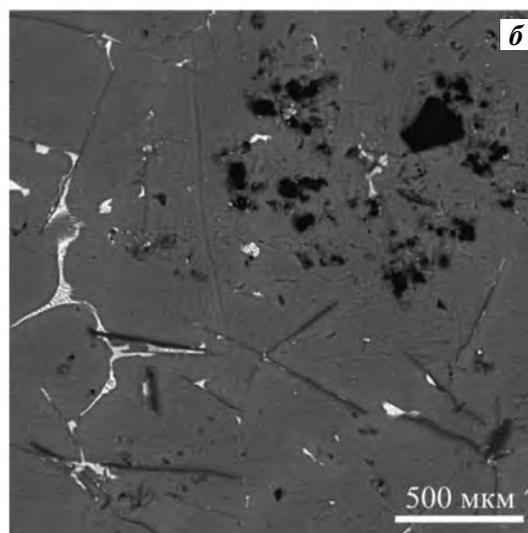
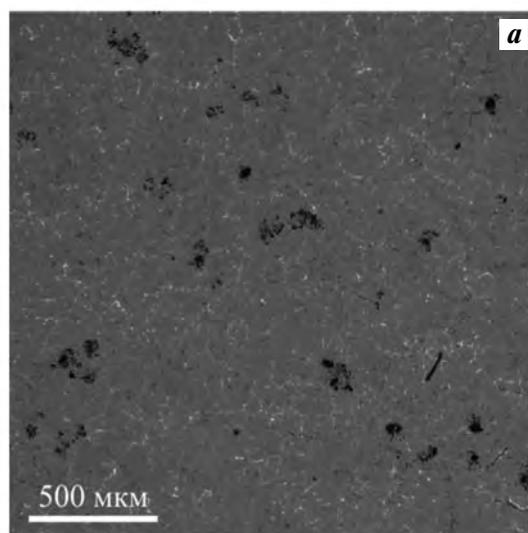
В системе Al–Mn–B марганец образует с бором несколько соединений [23]. Из рассчитанного при  $t = 1200$  °C изотермического сечения этой тройной системы в области алюминиевого угла следует, что бор может связываться не только с алюминием (в фазы AlB<sub>2</sub> и AlB<sub>12</sub>), но и в соединение Mn<sub>3</sub>B<sub>4</sub> (рис. 1, б). Содержание марганца в жидкости может быть существенно большим по сравнению с цирконием. В частности, при 2 % Mn и 2 % B оно составляет примерно 1,5 % (оставшиеся 0,5 % Mn связаны в фазу AlB<sub>2</sub>).



**Рис. 1.** Изотермические сечения тройных диаграмм при  $t = 1200^\circ\text{C}$   
 а – Al–Zr–B; б – Al–Mn–B

Из результатов расчета фазового состава сплава Al–2Cu–1,5Mn–2B при  $t = 1000^\circ\text{C}$  (табл. 2) следует, что основная часть бора находится в фазе  $\text{MeB}_2$  (сложного борида на основе соединения  $\text{Al}_2\text{B}$ ), не содержащего медь. Поскольку медь не взаимодействует с бором при температуре плавки, то из этого вытекает принципиальная возможность легирования этим элементом алюминиевого твердого раствора – (Al). Марганец при температуре плавки распределяется между жидкостью и боридом  $\text{MeB}_2$ .

Расчет фазового состава сплава Al–2Cu–1,5Mn–0,4Zr–2B при той же температуре показывает, что цирконий взаимодействует с бором, образуя сложный борид  $\text{MeB}_2$ , который также содержит марганец (см. табл. 2). Таким образом, весь



**Рис. 2.** Микроструктура литого сплава Al–2Cu–1,5Mn–2B (а, б) и Al–2Cu–1,5Mn–0,4Zr–2B (в) (СЭМ, отраженные электроны)

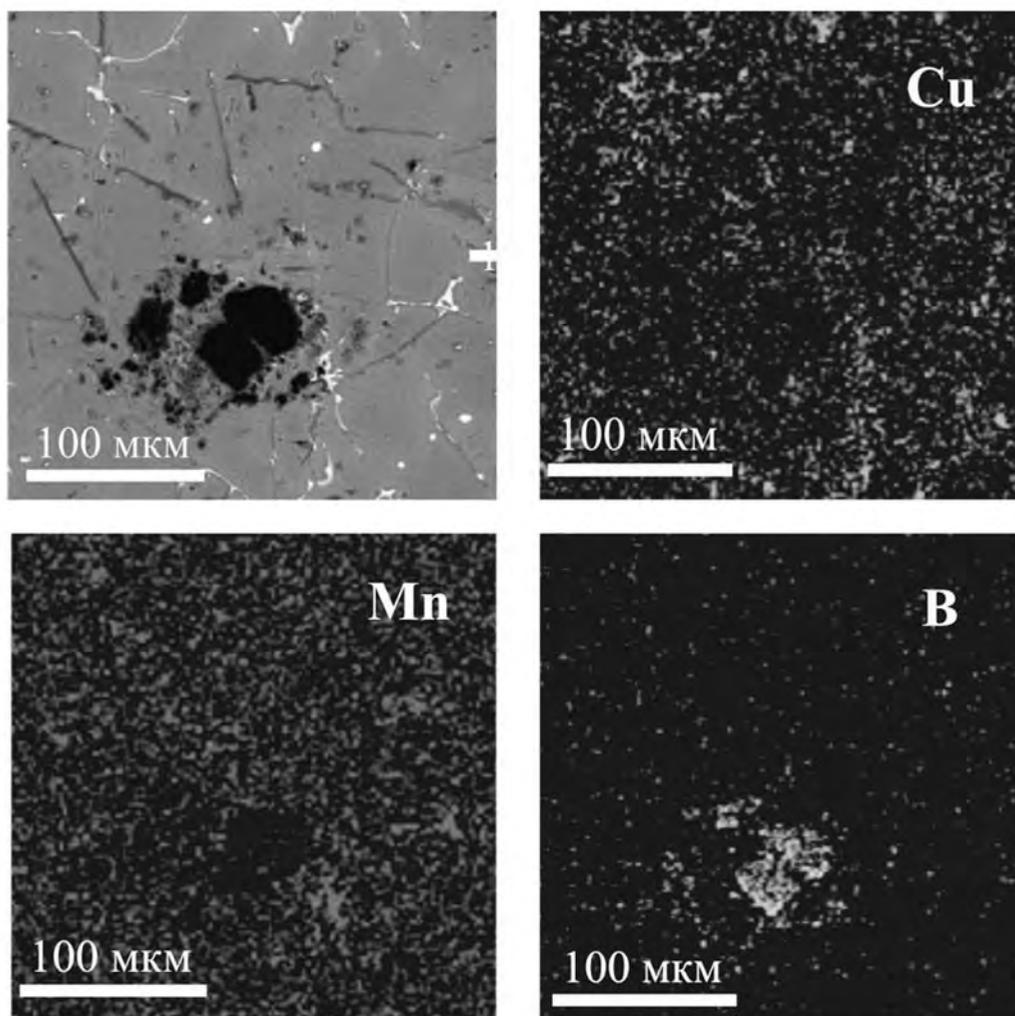


Рис. 3. Карта распределения химических элементов сплава Al–2Cu–1,5Mn–2B

цирконий находится в бориде, что полностью исключает возможность его вхождения в (Al) после кристаллизации.

Металлографические исследования литого образца сплава Al–2Cu–1,5Mn–2B (см. рис. 2, а, б) показали равномерное распределение боридных частиц фазы  $AlB_{12}$  (темные частицы), кристаллы которых не превышают размер 20 мкм, также в структуре выявляются светлые прожилки фазы  $Al_2Cu$ , о чем также свидетельствуют данные на карте распределения химических элементов (рис. 3). Марганец образует сложный борид с алюминием (ему отвечает формула  $AlB_2Mn_2$ ) в виде иглообразной фазы светло-серого цвета (см. рис. 2, б и рис. 3). При этом основная часть марганца находится в (Al).

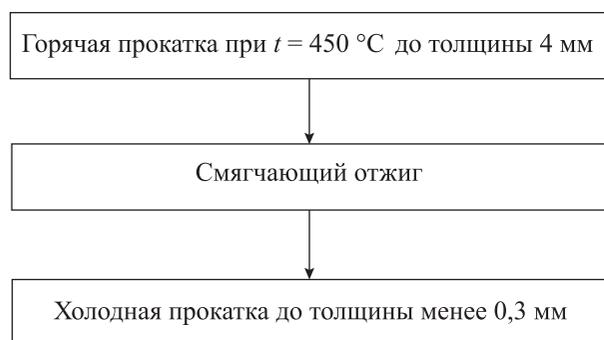
Микроструктура исследуемого сплава Al–2Cu–1,5Mn–0,4Zr–2B приведена на рис. 2, в. Мик-

рорентгеноспектральный анализ сплава показывает, что в микроструктуре на фоне алюминиевого твердого раствора (спектры 12, 13) присутствуют темные частицы  $AlB_{12}$  (спектры 7, 8). Бор образует сложное соединение с алюминием и марганцем в виде пластин (спектры 9, 10) и стимулирует вы-

Таблица 3

Теоретический расчет фазового состава сплава Al–2Cu–1,5Mn–2B после отжига при  $t = 450^\circ C$  (Thermo-Calc, база TTAL5)

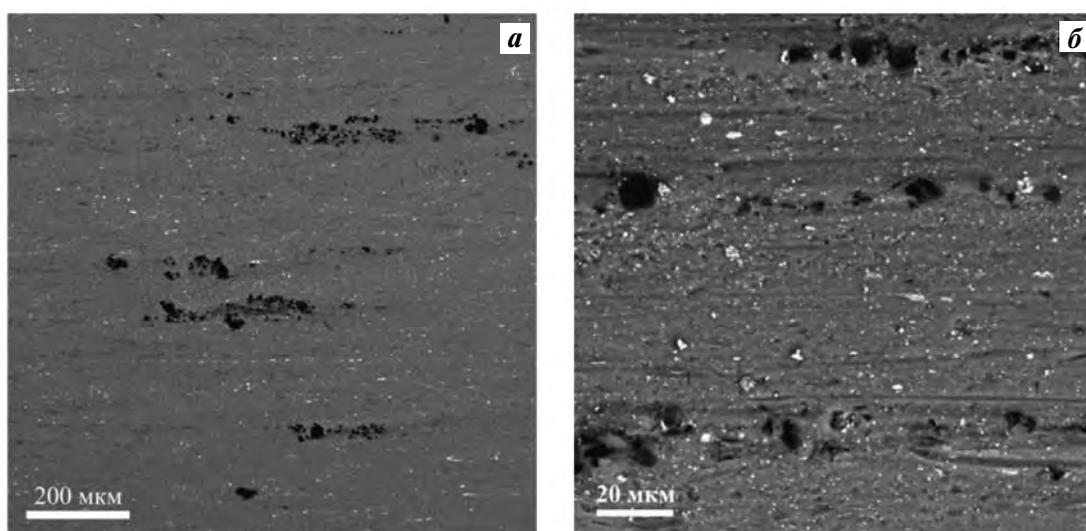
Фаза	Доля фазы, мас.%	Концентрация, мас.%			
		Al	Mn	Cu	B
$Al_{20}Cu_2Mn_3$	6,96	64,90	19,82	15,28	–
(Al)	88,54	98,81	0,13	1,06	–
$AlB_2$	4,50	55,52	–	–	44,48



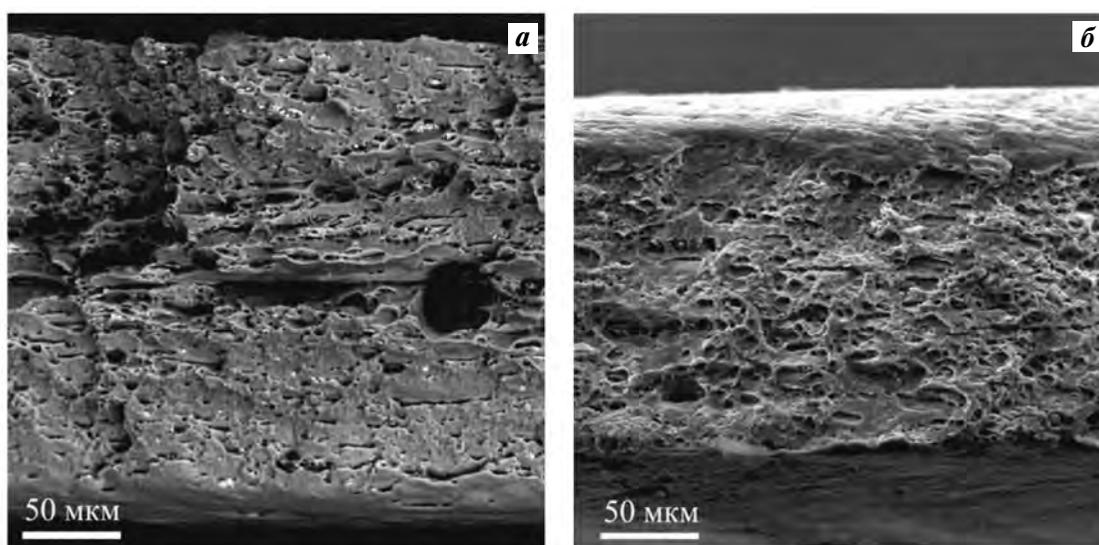
**Рис. 4.** Схема деформационной обработки слитка в литом состоянии

деление частиц  $Al_3Zr$  (спектр II). Таким образом, весь цирконий находится в первичных кристаллах  $Al_3Zr$ , вследствие чего в алюминиевом твердом растворе не остается циркония для упрочнения (за счет выделений  $Al_3Zr-L1_2$ ). В связи с этим Zr-содержащий сплав был исключен из дальнейшего исследования.

Поскольку большая часть меди и марганца в сплаве  $Al-2Cu-1,5Mn-0,4Zr-2B$  находится в (Al), то в нем возможно формирование вторичных выделений фазы  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  (дисперсоидов) в процессе отжига. Для определения возможности



**Рис. 5.** Микроструктура сплава  $Al-2Cu-1,5Mn-2B$  после горячей (а) и холодной (б) прокатки  
а – толщина листового проката 4 мм; б – менее 0,3 мм (нагартованное состояние)



**Рис. 6.** Фрактограммы холоднокатаного листового проката сплава  $Al-2Cu-1,5Mn-2B$  в нагартованном (а) и отожженном (б) состояниях

Таблица 4  
**Механические свойства листового проката Al–2Cu–1,5Mn–2B**

Материал образца	Предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ ), МПа	Предел прочности ( $\sigma_B$ ), МПа	Относительное удлинение ( $\delta$ ), %
Al–2Cu–1,5Mn–2B (нагартованный)	507±2	543±5	3±1
Al–2Cu–1,5Mn–2B (отожженный)	233±5	304±3	6±2

такого упрочнения был произведен теоретический расчет фазового состава сплава Al–2Cu–1,5Mn–2B после отжига при  $t = 450^\circ\text{C}$  (табл. 3). Результаты показали, что максимально возможная доля фазы  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$  составляет 7 мас. %.

Слиток сплава Al–2Cu–1,5Mn–2B подвергали термомеханической обработке по схеме, представленной на рис. 4. Операция горячей прокатки объединена с отжигом, в результате чего сплав упрочняется за счет выделения дисперсоидов  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ .

В структуре горячекатаного и холоднокатаного листового проката сплава Al–2Cu–1,5Mn–2B боридные частицы размером менее 10 мкм формируют строчки вдоль направления проката (рис. 5).

Фрактограммы, представленные на рис. 6, указывают на хрупковязкий характер разрушения образца в нагартованном состоянии (рис. 6, а) и вязкий характер разрушения в отожженном состоянии (рис. 6, б).

Результаты механических испытаний (табл. 4) свидетельствуют о высоком уровне прочности листового проката: временное сопротивление превышает 500 МПа в холоднокатаном состоянии. После отжига при  $t = 350^\circ\text{C}$  в течение 3 ч значение  $\sigma_B$  снижается до 300 МПа при росте относительного удлинения.

## Выводы

1. С использованием программы «Thermo-Calc» рассчитан фазовый состав алюминиевых сплавов систем Al–Mn–B и Al–Zr–B. Показано, что марганец образует сложный борид, но при 2 % B в жидкости остается значительное количество этого элемента. Цирконий практически полностью связан в борид, что приводит к выведению этого элемента из жидкости. Следствием этого является невозможность получения в структуре сплава дисперсоидов  $\text{Al}_3\text{Zr}$  ( $\text{L}_{12}$ ).

2. Результаты теоретического исследования взаимодействия бора с марганцем и цирконием подтверждаются структурными исследованиями

слитков сплавов Al–2Cu–1,5Mn–2B и Al–2Cu–1,5Mn–0,4Zr–2B, полученных индукционной плавкой при  $t = 950\div 1000^\circ\text{C}$ .

3. Горячей ( $t = 450^\circ\text{C}$ ), а затем холодной деформацией слитка сплава Al–2Cu–1,5Mn–2B получен тонколистовой прокат с равномерно распределенными скоплениями боридной фазы с размером частиц менее 10 мкм. Выделение дисперсоидов фазы  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$  во время горячей деформации обеспечило высокий уровень прочности проката (более 500 МПа в холоднокатаном состоянии и около 300 МПа после отжига).

*Статья подготовлена в рамках гранта Президента РФ для поддержки ведущих научных школ, НШ-9899.2016.8 (расчетная часть) и задания № 11.2072.2017/ПЧ (экспериментальная часть).*

## Литература

1. Mohantya R.M., Balasubramaniana K., Seshadri S.K. Boron carbide-reinforced aluminium 1100 matrix composites: Fabrication and properties // Mater. Sci. Eng. A. 2008. Vol. 498. Iss. 1–2. P. 42–52.
2. Savas O., Kayikci R. Production and wear properties of metal matrix composites reinforced with boride particles // Mater. Design. 2013. Vol. 51. P. 641–647.
3. Xin Yan Yue, Jian Jun Wang, Shang Yong Yu, Wei Wang, Hong Qiang Ru. Microstructure and mechanical properties of a three-layer  $\text{B}_4\text{C}/\text{Al}-\text{B}_4\text{C}/\text{TiB}_2-\text{B}_4\text{C}$  composite // Mater. Design. 2013. Vol. 46. P. 285–290.
4. Tjong S.C., Ma Z.Y. Microstructural and mechanical characteristics of in situ metal matrix composites // Mater. Sci. Eng. A. 2000. Vol. 29. P. 49–113.
5. Suárez O.M. Precipitation hardening of a novel aluminum matrix composite // Mater. Charact. 2002. Vol. 49. Iss. 2. P. 187–191.
6. Fanchini G., Gupta V., Mann A.B., Chhowalla M. In situ monitoring of structural changes in boron carbide under electric fields // J. Am. Ceram. Soc. 2008. Vol. 91. Iss. 8. P. 2666–2669.
7. Самошина М.Е., Червякова К.Ю., Алещенко А.С., Мирзостакимов М.М. Структура, механические свойства и деформационная способность слитков и листово-

- го проката сплава Al–6%Cu–2%B // Цвет. металлы. 2016. No. 12. С. 78–84.
8. *Chervyakova K.Yu., Samoshina M.E., Belov N.A.* Selection of an aluminum matrix composition for obtaining the heat treatable boron-aluminum alloys // *Non-Ferr. Met.* 2016. No. 2. P. 34–40.
  9. *Talamantes-Silvaa M., Rodríguezb A., Talamantes-Silvab J., Valtierab S., Colása R.* Characterization of an Al–Cu cast alloy // *Mater. Charact.* 2008. Vol. 59. P. 1434–1439.
  10. *Bo Lin, Wei Wen Zhang, Zhao Hui Lou, Da Tong Zhang, Yuan Yuan Li.* Comparative study on microstructures and mechanical properties of the heattreated Al–5,0Cu–0,6Mn–xFe alloys prepared by gravity die casting and squeeze casting // *Mater. Design.* 2014. Vol. 59. P. 10–18.
  11. *Белов Н.А., Алабин А.А.* Материал на основе алюминия (АЛТЭК): Пат. 2287600 (РФ). 2006.
  12. *Alabin A.N., Belov N.A., Tabachkova N.Yu., Akopyan T.K.* Heat resistant alloys of Al–Zr–Sc system for electrical applications: analysis and optimization of phase composition // *Non-Ferr. Met.* 2015. No. 2. P. 36–40.
  13. *Lai J., Zhang Z., Chen X.-G.* The thermal stability of mechanical properties of Al–B<sub>4</sub>C composites alloyed with Sc and Zr at elevated temperatures // *Mater. Sci. Eng. A.* 2012. Vol. 532. P. 462–470.
  14. *Neuberta V., Smola B., Stul'kov'a B., Bakkar A., Reuter J.* Microstructure, mechanical properties and corrosion behaviour of dilute Al–Sc–Zr alloy prepared by powder metallurgy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2007. Vol. 464. Iss. 1–2. P. 358–364.
  15. *Srinivasarao B., Suryanarayana C., Oh-ishi K., Hono K.* Microstructure and mechanical properties of Al–Zr nanocomposite materials // *Mater. Sci. Eng. A.* 2009. Vol. 518. Iss. 1–2. P. 100–107.
  16. *Толулова А.Р.* Теоретические и экспериментальные исследования фазовых и структурных превращений в алюминиевых сплавах нового поколения на базе системы Al–Cu–Mn–Zr: Дис. докт. филос. (PhD). Алматы: Казахский национальный технический университет им. К.И. Сатпаева, 2013.
  17. ГОСТ 11069-2001. Алюминий первичный. Марки. Взамен ГОСТ 11069-74. Введ. 2003.01.01. М.: Изд-во стандартов, 2002.
  18. ГОСТ 859-2001. Медь. Марки. Взамен ГОСТ 859-78. Введ. 2002.03.01. Минск: Межгос. совет по стандартизации, метрологии и сертификации. М.: Изд-во стандартов, 2003.
  19. Информация с сайта [www.thermocalc.com](http://www.thermocalc.com) (дата обращения: 24.04.2017).
  20. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. Взамен ГОСТ 1497-73. Введ. 1986.01.01. М.: Изд-во стандартов, 1997.
  21. ГОСТ 11701-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение тонких листов и лент. Взамен ГОСТ 11701-66. Введ. 1986.01.01. М.: Изд-во стандартов, 1985.
  22. *Самошина М.Е., Белов Н.А., Алабин А.Н., Червякова К.Ю.* Влияние меди и магния на структуру и фазовый состав слитков боралюминия // *Металлы.* 2016. No. 1. С. 86–92.
  23. *Petzow G., Effenberg G.* (Ed.) Ternary alloys: A comprehensive compendium of evaluated constitutional data and phase diagrams. Wiley-VCH, 1990. Vol. 3.

## References

1. *Mohantya R.M., Balasubramaniana K., Seshadrib S.K.* Boron carbide-reinforced aluminium 1100 matrix composites: Fabrication and properties. *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. Vol. 498. Iss. 1–2. P. 42–52.
2. *Savas O., Kayikci R.* Production and wear properties of metal matrix composites reinforced with boride particles. *Mater. Design.* 2013. Vol. 51. P. 641–647.
3. *Xin Yan Yue, Jian Jun Wang, Shang Yong Yu, Wei Wang, Hong Qiang Ru.* Microstructure and mechanical properties of a three-layer B<sub>4</sub>C/Al–B<sub>4</sub>C/TiB<sub>2</sub>–B<sub>4</sub>C composite. *Mater. Design.* 2013. Vol. 46. P. 285–290.
4. *Tjong S.C., Ma Z.Y.* Microstructural and mechanical characteristics of in situ metal matrix composites. *Mater. Sci. Eng. A.* 2000. Vol. 29. P. 49–113.
5. *Suárez O.M.* Precipitation hardening of a novel aluminum matrix composite. *Mater. Charact.* 2002. Vol. 49. Iss. 2. P. 187–191.
6. *Fanchini G., Gupta V., Mann A.B., Chhowalla M.* In situ monitoring of structural changes in boron carbide under electric fields. *J. Am. Ceram. Soc.* 2008. Vol. 91. Iss. 8. P. 2666–2669.
7. *Samoshina M.E., Chervyakova K.Yu., Aleshchenko A.S., Mirzomustakimov M.M.* Структура, механические свойства и деформационная способность слитков и листового проката сплава Al–6%Cu–2%B [Structure, mechanical properties and deformation capacity of ingots and sheet products of the alloy]. *Tsvetnye metally.* 2016. No. 12. P. 78–84.
8. *Chervyakova K.Yu., Samoshina M.E., Belov N.A.* Selection of an aluminum matrix composition for obtaining the heat treatable boron-aluminum alloys. *Non-Ferr. Met.* 2016. No. 2. P. 34–40.
9. *Talamantes-Silvaa M., Rodríguezb A., Talamantes-Silvab J., Valtierab S., Colása R.* Characterization of an Al–Cu cast alloy. *Mater. Charact.* 2008. Vol. 59. P. 1434–1439.
10. *Bo Lin, Wei Wen Zhang, Zhao Hui Lou, Da Tong Zhang, Yuan Yuan Li.* Comparative study on microstructures and

- mechanical properties of the heattreated Al–5,0Cu–0,6Mn–xFe alloys prepared by gravity die casting and squeeze casting. *Mater. Design*. 2014. Vol. 59. P. 10–18.
11. *Belov N.A., Alabin A.A.* Material na osnove alyuminiya (ALTEK) [Aluminum-based material (ALTEK)]: Pat. 2287600 (RF). 2006.
  12. *Alabin A.N., Belov N.A., Tabachkova N.Yu., Akopyan T.K.* Heat resistant alloys of Al–Zr–Sc system for electrical applications: analysis and optimization of phase composition. *Non-Ferr. Met.* 2015. No. 2. P. 36–40.
  13. *Lai J., Zhang Z., Chen X.-G.* The thermal stability of mechanical properties of Al–B<sub>4</sub>C composites alloyed with Sc and Zr at elevated temperatures. *Mater. Sci. Eng. A*. 2012. Vol. 532. P. 462–470.
  14. *Neuberta V., Smola B., Stul'kov'a B., Bakkar A., Reuter J.* Microstructure, mechanical properties and corrosion behaviour of dilute Al–Sc–Zr alloy prepared by powder metallurgy. *Mater. Sci. Eng. A*. 2007. Vol. 464. Iss. 1–2. P. 358–364.
  15. *Srinivasarao B., Suryanarayana C., Oh-ishi K., Hono K.* Microstructure and mechanical properties of Al–Zr nanocomposite materials. *Mater. Sci. Eng. A*. 2009. Vol. 518. Iss. 1–2. P. 100–107.
  16. *Toleulova A.R.* Teoreticheskie i eksperimental'nye issledovaniya fazovykh i strukturnykh prevrashchenii v alyuminievykh splavakh novogo pokoleniya na baze sistemy Al–Cu–Mn–Zr [Theoretical and experimental studies of phase and structural transformations in aluminum alloys of a new generation based on the Al–Cu–Mn–Zr system]: Dissertation of PhD. Almaty: Kazakh National Research Technical University n.a. K.I. Satpaev (Kaz-NRTU), 2013.
  17. GOST 11069-2001. Alyuminii pervichnyi. Marki [State Standard 11069-2001. Aluminum primary. Stamps]. Moscow: Izdatel'stvo standartov, 2002.
  18. GOST 859-2001. Med'. Marki [State Standard 859-2001. Copper. Stamps]. Minsk: Int. sovet po standartizatsii, metrologii i sertifikatsii. Moscow: Izdatel'stvo standartov, 2003.
  19. Informatsiya s saita [Information from the site] [www.thermocalc.com](http://www.thermocalc.com) (accessed: 24.04.2017).
  20. GOST 1497-84. Metally. Metody ispytaniy na rastyazhenie [State Standard 1497-84. Metals. Methods of tensile testing]. Moscow: Izdatel'stvo standartov, 1997.
  21. GOST 11701-84. Metally. Metody ispytaniy na rastyazhenie tonkikh listov i lent [State Standard 11701-84. Metals. Methods for tensile testing of thin sheets and tapes]. Moscow: Izdatel'stvo standartov, 1985.
  22. *Samoshina M.E., Belov N.A., Alabin A.N., Chervyakova K.Yu.* Vliyanie medi i magniya na strukturu i fazovyi sostav slitkov boralyuminiya [Effect of copper and magnesium on the structure and phase composition of boron aluminum ingots]. *Metally*. 2016. No. 1. P. 86–92.
  23. *Petzow G., Effenberg G.* (Ed.) Ternary alloys: A comprehensive compendium of evaluated constitutional data and phase diagrams. Wiley-VCH, 1990. Vol. 3.