

УДК 539.424, 669.1

DOI 10.17223/19988621/64/7

**А.Б. Ворожцов, П.А. Данилов, И.А. Жуков, М.Г. Хмелева,
В.В. Платов, В.Д. Валихов**

**ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА РАСПЛАВ
И НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ НА СТРУКТУРУ
И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ
НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ И МАГНИЯ¹**

Проведены исследования влияния структуры алюминиевых и магниевых сплавов, дисперсно-упрочненных наноразмерными керамическими частицами, на их механические характеристики. Показано влияние концентрации частиц оксида алюминия от 0.1 до 1 масс. % на зеренную структуру, микротвердость и механическое поведение при растяжении чистого алюминия. Изучено влияние дисперсности частиц диборида титана на структуру и механическое поведение сплава АМг5. Проведены исследования магниевых сплавов МЛ12, упрочненных 1.5 масс. % частицами нитрида алюминия.

Ключевые слова: *алюминий, магний, наноразмерные частицы, оксид алюминия, нитрид алюминия, диборид титана, структура, твердость, прочность, предел текучести*

Основной задачей современного машиностроения является снижение массы элементов ответственных механизмов и конструкций при одновременном повышении их эксплуатационных свойств. Решение данной задачи позволит улучшить функциональные характеристики, повысить долговечность узлов оборудования и снизить энергопотребление [1]. В данном направлении важными являются исследования методов модификации легких конструкционных сплавов на основе алюминия и магния, обладающих высоким потенциалом к увеличению показателей удельной прочности. Добиться заданных целей можно с помощью модификации внутренней структуры материалов. Основополагающим методом дисперсионного упрочнения интерметаллическими фазами, такими, как Al-Sc, Al-Zr, Al-Cu, для получения высоких механических свойств является искусственное старение алюминия и магния [2–7]. Альтернативой ему могут служить деформационные методы, описанные в работах [8–11], где показано, что путем измельчения зерна до субмикронных размеров с использованием интенсивной пластической деформации получают ультрамелкозернистые сплавы алюминия и магния с улучшенными физико-механическими свойствами по сравнению с их крупнокристаллическими аналогами. В данном случае активизируется несколько методов упрочнения, дополнительный вклад в улучшение свойств вносит дисперсионное упрочнение интерметаллидными наноразмерными включениями, образовавшимися из твердого раствора в процессе обработки при взаимодействии примесных атомов.

¹ Исследование сплавов Al-Mg выполнено за счет Гранта Президента Российской Федерации (МК-506.2019.8). Исследование материалов, упрочненных наноразмерным оксидом алюминия и на основе алюминия технической чистоты, выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-38-20081.

Известно, что упомянутых механизмов упрочнения можно добиться недеформационными методами при введении упрочняющих частиц в сплавы непосредственно при литье. При этом благодаря оригинальным технологиям *ex situ* введения в расплав небольшого количества (до 0.1–1.5 мас.%) нано- и микроразмерных нейтральных тугоплавких керамических частиц таких как, Al_2O_3 , TiB_2 , SiC , при этом, помимо дисперсного упрочнения также можно добиться значительного уменьшения средних размеров зерна. Эти технологии позволяют существенно повысить механические свойства легких сплавов – твердость, предел текучести, предел прочности, пластичность [12–14]. Это связано с тем, что при введении керамических частиц в расплав они являются центрами кристаллизации и приводят к получению мелкозернистой структуры слитков и, как следствие, повышению механических свойств согласно закону Холла – Петча. Также эффект упрочнения достигается за счет действия механизма Орована, так как керамические частицы являются препятствием для движения дислокаций [15]. Основным требованием при получении таких композиций является равномерность распределения частиц в объеме, чего не так просто добиться из-за склонности порошковых систем к агломерации и флотации. Указанное требование достигается при неукоснительном соблюдении технологии введения лигирующих компонент с одновременной обработкой расплавов внешними воздействиями (ультразвуковая и вибрационная обработки, механическое перемешивание).

Цель настоящей работы – исследование влияния тугоплавких наноразмерных частиц Al_2O_3 , AlN , TiB_2 и внешней обработки расплава на структуру и свойства сплавов на основе алюминия и магния.

Материалы и методика

Алюминий технической чистоты, упрочненный наноразмерным оксидом алюминия

Лабораторная плавка была проведена с использованием алюминиевого сплава А0 (99 мас.% Al, 0.8 мас.% Si, 0.04 мас.% Mg, остальное Fe, Ti и др.) с введением лигатур, содержащих неметаллические наночастицы Al_2O_3 . Введение лигатур сопровождалось ультразвуковым воздействием. Использовались наночастицы оксида алюминия со средним размером 50 нм, синтезированные методом электро-взрыва проводника [12]. Лигатуры были изготовлены ударно-волновым компактированием смесей алюминиевого порошка (средний размер частиц < 5 мкм) с порошком Al_2O_3 в количестве 5 мас.%. Подробное описание процесса приготовления лигатуры и данные о структуре и свойствах Al_2O_3 приведено в [12, 16]. Расплав алюминиевого сплава готовили в электропечи в графитовом тигле при температуре 730 °С. Ультразвуковая обработка осуществлялась с использованием магнитострикционного водоохлаждаемого преобразователя при мощности 4.1 кВт и частоте 17.6 кГц. Ультразвуковая обработка и введение лигатуры в литейный сплав производились одновременно при температуре 730 °С в течение 2 мин. После этого обработанный расплав был отлит в призматический стальной кокиль размером 100×150×10 мм. Перед проведением экспериментальных исследований проводился отжиг полученных сплавов при температуре 300 °С в течение одного часа для гомогенизации внутренней структуры и снятия внутренних напряжений.

Алюминий, упрочненный частицами диборида титана

В качестве исходного сплава использован алюминиевый сплав АМг5 (91.90–94.68 % Al, 4.8–5.8 % Mg). 1 кг сплава помещали в тигель, расплавляли в муфельной печи (780 °С) и выдерживали в течение двух часов. Для введения частиц TiB_2 использовались лигатуры, полученные методом СВС. Подробное описание структуры и методики получения лигатур приведено в [17, 18]. Лигатуры представляли собой частицы диборида титана, смешанные и спрессованные с алюминиевым микропорошком. Для введения частиц диборида титана использовались лигатуры (МА), полученные методом СВС из исходной порошковой смеси алюминия, титана и бора. Фазовый состав лигатур приведен в табл. 1.

Таблица 1

Фазовый состав применяемых лигатур

МА	Фаза	Содержание, мас. %	Параметр решетки, Å	$\Delta d/d \cdot 10^{-3}$
1	TiB_2	30	$a = 3.0296$ $c = 3.2260$	1.0
	$TiAl_3$	26	$a = 4.0123$	2.7
	Ti_3Al	9	$a = 5.6683$ $c = 4.5854$	2.1
	$TiAl$	35	$a = 4.0115$	2.2
2	TiB_2	30	$a = 3.0293$ $c = 3.2257$	0.9
	$TiAl_3$	22	$a = 3.9484$	0.6
	Ti_3Al	14	$a = 5.6640$ $c = 4.6344$	2.2
	$TiAl$	16	$a = 4.0278$	2.4
	Al_3Ti	18	$a = 3.8800$ $c = 8.4989$	1.1
3	$TiAl$	57	$a = 4.0319$	10.2
	TiB_2	43	$a = 3.0140$ $c = 3.2000$	6.0

Гистограммы распределения частиц TiB_2 по размерам в используемых лигатурах приведены на рис. 1.

Затем тигель с помощью захвата извлекли из печи и ввели лигатуру при одновременном воздействии ультразвуковой обработки при температуре расплава 730 °С. Ультразвуковая обработка осуществлялась с использованием магнитострикционного водоохлаждаемого преобразователя при мощности 4.1 кВт и частоте 17.6 кГц. После полного растворения лигатуры ультразвуковая обработка осуществлялась в течение 2 мин, расплав помещался в печь на 30 мин, а затем ультразвуковая обработка проводилась в течение 2 мин. При температуре 720 °С расплав заливался в стальной кокиль размером 150×100×20 мм.

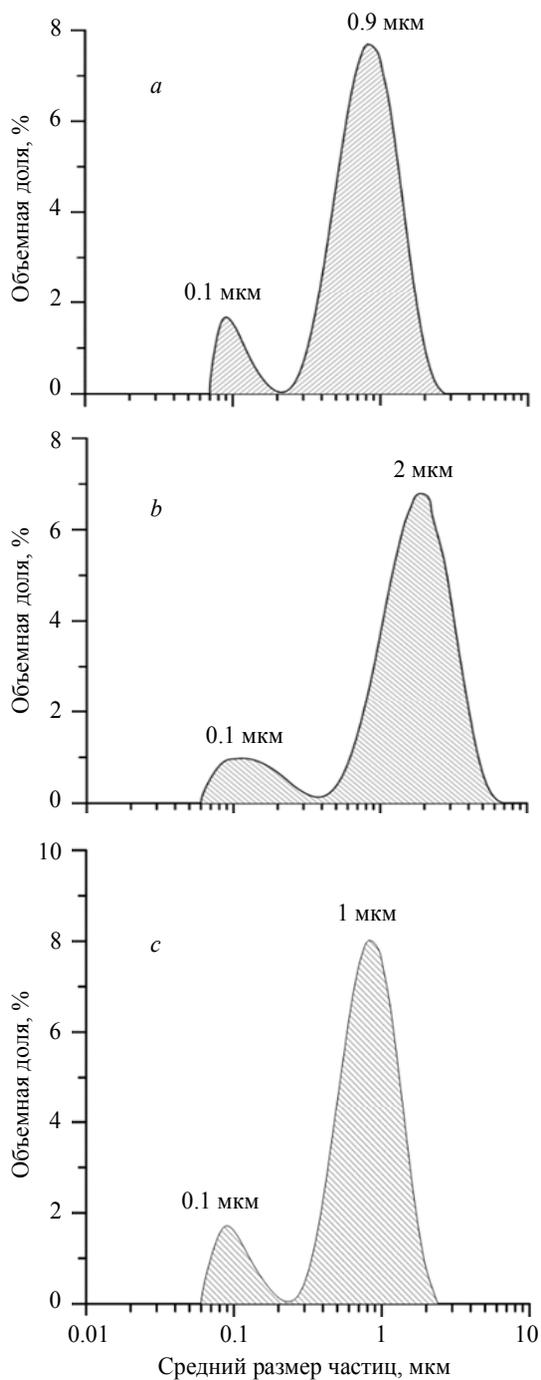


Рис. 1. Гистограммы распределения частиц TiB_2 по размерам в лигатурах: а) МА1, б) МА2, с) МА3
Fig. 1. Histograms of a size distribution of TiB_2 particles in the master alloys: (a) MA1, (b) MA2, and (c) MA3

Магний, упрочненный нитридом алюминия

Для упрочнения магниевых сплавов МЛ12 (Fe – 0.01 %; Si – 0.03 %; Ni – 0.005 %; Al – 0.02 %; Cu – 0.03; Zr – 1.1 %; Be – 0.001 %; Zn – 5 %; Mg – основа) использован наноразмерный порошок нитрида алюминия (AlN), синтезированного методом электрического взрыва проводника. Средний размер частиц нитрида алюминия по данным просвечивающей электронной микроскопии составил ~ 80 нм. Для получения отливок применялась стандартная технология литья в цилиндрический кокиль, а введение частиц осуществлялось при разливе в струю расплава с последующей вибрационной обработкой при его кристаллизации. Содержание наночастиц в полученных дисперсно-упрочненных сплавах составило 0.75 и 1.5 мас. %.

Исследования

Исследование микроструктуры и текстуры сплавов проводили методами дифракции обратного рассеяния электронов (EBSD) на электронном микроскопе Tescan Vega II LMU, снабженном дополнительным устройством дифракции обратного рассеяния электронов. Поверхность исследуемых образцов была подготовлена методом предварительной механической полировки (полуавтоматическая шлифовально-полировальная машина Buehler Ecomet 250) с последующим ионным травлением на аппарате SEMPrep2. Анализ полученных данных проводился с использованием лицензионного программного обеспечения HKL-Channel 5. Исследование материалов методом оптической микроскопии осуществлялось на оптическом микроскопе Olympus GX71 в поляризованном свете. Для исследований поверхность подвергалась электрохимическому окислению, которое позволяет окрашивать зерна в различные цвета. Методом электроэрозионной резки, в соответствии со стандартом ASTM E-8M-08, подготовлены плоские образцы для экспериментов по одноосному растяжению с размерами: длина рабочей части 25 мм; толщина 2 мм, ширина 6 мм; радиус скругления 14 мм. Эксперименты по одноосному растяжению проведены с использованием электромеханической испытательной машины Instron 3369 со скоростью деформации 0.001 с^{-1} при температуре 24 °С. Измерения твердости по Бринеллю (НВ) проведены в соответствии со стандартом ASTM E103 в разных частях широкой стороны отливки. Для проведения эксперимента использовался автоматический твердомер Duramin 500. Внедрение сферического индентора радиусом 5 мм проводили с усилием 250 кг и выдержкой 30 с. Исследуемые поверхности подготавливались с помощью механической шлифовки.

Результаты и обсуждение

Алюминий технической чистоты, упрочненный наноразмерным оксидом алюминия

Изображения структуры и гистограммы исследуемых сплавов, иллюстрирующие распределение зерен по размерам, представлены на рис. 2, где d_g – размеры зерен, N и n – общее количество измерений и количество зерен определенного размера. Исходный сплав А0 имеет средний размер зерна 200 мкм, дисперсно-упрочненные сплавы – 112 и 69 мкм, содержащие Al_2O_3 0.5 и 1 мас. % соответственно.

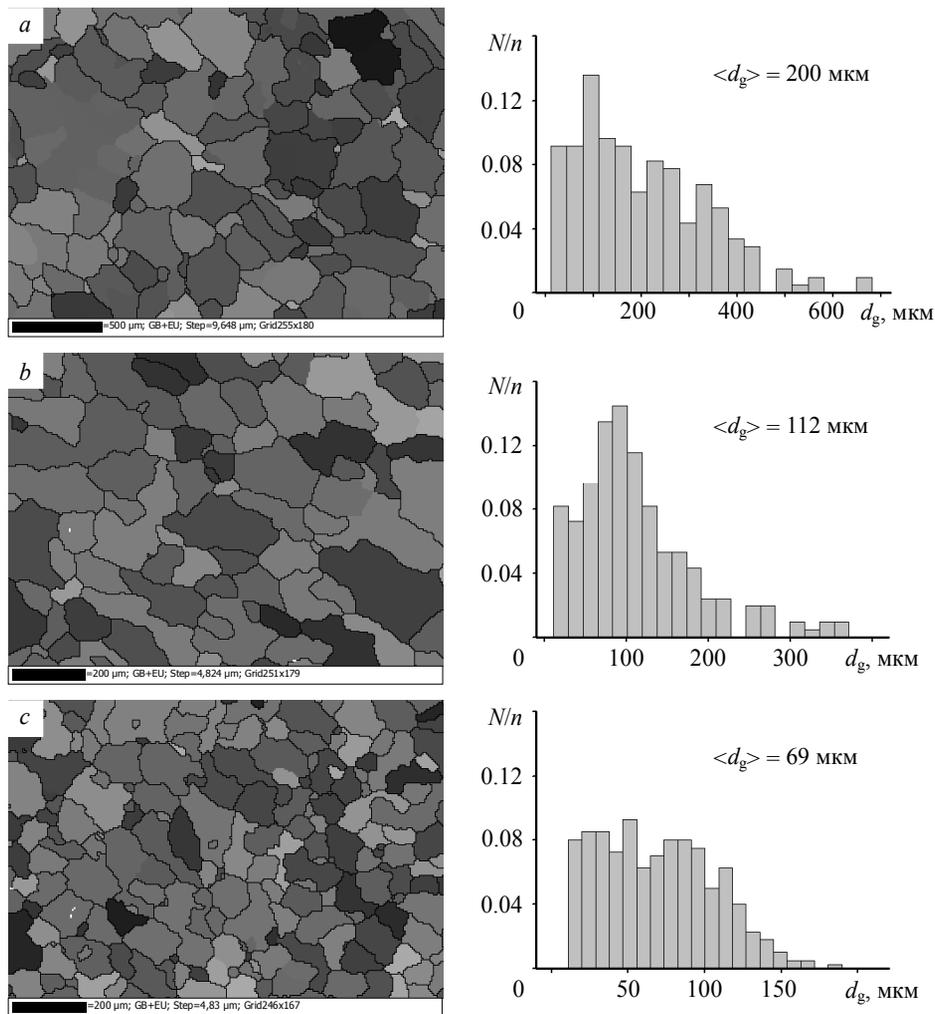


Рис. 2. Изображения структуры, полученные с использованием сканирующего электронного микроскопа и гистограммы распределения зерен по размерам в исследуемых алюминиевых образцах: *a*) исходный сплав А0, *b*) А0–0.5 мас.% Al_2O_3 , *c*) А0–1 мас.% Al_2O_3

Fig. 2. EBSD images of the structure and histograms of the grain size distribution in the studied aluminum samples: (*a*) initial alloy А0, (*b*) А0–0.5 wt% Al_2O_3 , and (*c*) А0–1 wt% Al_2O_3

Данные результаты подтверждают, что нахождение в расплаве частиц малого размера оказывает влияние на размеры зерен. Это связано с тем, что система «расплав – частица» находится в слабоустойчивом состоянии, поэтому любые термические воздействия, которые оказывают частицы-инокуляторы, приводят к изменению агрегатного состояния расплава на их поверхности. В результате этого начинается кристаллизация матрицы, и чем меньше размеры зародыша кристаллизации, тем мельче образовавшееся зерно. А гомогенное распределение инокуляторов в расплаве ведет к равномерности образованной структуры во всем объеме отливки. Полученные сплавы свободны от присутствия макропор. Это еще одно весомое преимущество использования ультразвукового воздействия на рас-

плав, которое отражается в эффекте дегазации через снижение концентрации водорода в расплаве [19, 20].

Результаты экспериментов по одноосному растяжению в виде типичных диаграмм зависимости инженерных напряжений от условных деформаций представлены на рис. 3. Обобщенные результаты обработки деформационных кривых и твердости представлены в табл. 2. Из первых оценок видно, что с увеличением концентрации частиц в сплаве увеличиваются условный предел текучести ($\sigma_{0.2}$) и предел прочности (σ_B). Значение максимального удлинения (ϵ_{\max}) при этом уменьшается.

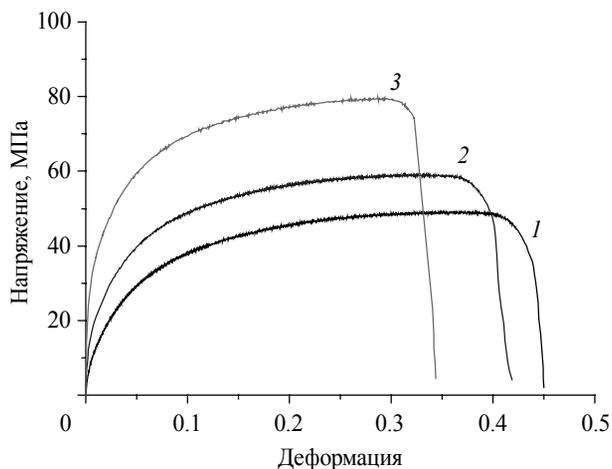


Рис. 3. Деформационные зависимости исследуемых сплавов, полученные при одноосном растяжении: кр. 1 – исходный сплав А0, кр. 2 – А0–0.5 мас.% Al_2O_3 , кр. 3 – А0–1 мас.% Al_2O_3

Fig. 3. Stress-strain curves for the studied alloys obtained under uniaxial tension: 1, initial alloy А0; 2, А0–0.5 wt% Al_2O_3 ; and 3, А0–1 wt% Al_2O_3

Таблица 2

**Обобщенные результаты исследований физико-механических свойств
алюминиевых сплавов на основе А0**

Сплав	$\rho \cdot 10^3, \text{ г/см}^3$	$\sigma_{0.2}, \text{ МПа}$	$\sigma_B, \text{ МПа}$	$\epsilon_{\max}, \%$	НВ
А0	2.68	12 ± 0.6	48 ± 2.4	45	19.36
А0–0.5 мас.% Al_2O_3	2.66	16 ± 0.8	58 ± 2.9	41	20.08
А0–1 мас.% Al_2O_3	2.69	27 ± 1.3	79 ± 4.0	34	21.73

На рис. 4 отражены результаты экспериментов по определению значений условного предела текучести, предела прочности и твердости, показаны полиномиальные зависимости изменения приведенных величин от концентрации частиц в сплаве. Из оценок результатов измерений видно, что значения показателей прочности возрастают с увеличением концентрации упрочняющих частиц и уменьшением среднего размера зерна. Интервалы достоверности, являющиеся среднеквадратичным отклонением, характеризуют разброс экспериментальных данных, полученных на образцах, изготовленных из отливок различных партий.

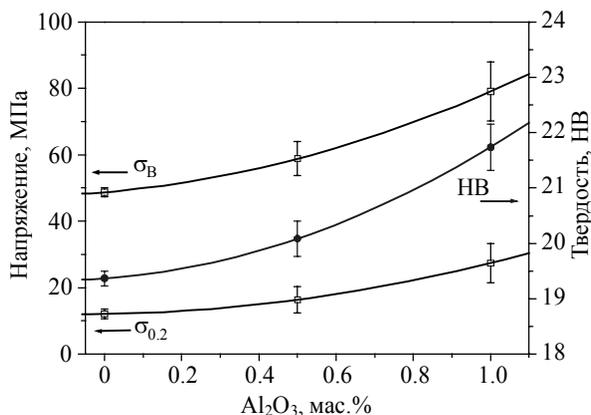


Рис. 4. Зависимости изменения условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$), предела прочности (σ_B) и твердости (НВ) исследуемых сплавов от содержания частиц Al_2O_3

Fig. 4. Dependences of the offset yield strength ($\sigma_{0,2}$), tensile strength (σ_B), and hardness (НВ) of the studied alloys on the content of Al_2O_3 particles

Обобщая результаты исследований механических свойств дисперсно-упрочненного технически чистого алюминия А0, можно сделать выводы, что введение наночастиц в малых дозах (до 1 %) способствует увеличению механических свойств и уменьшению пластичности через уменьшение среднего размера зерна. Аналогичные эксперименты, проведенные на сплавах алюминия, содержащих значительное количество примесных элементов, показывают противоположный результат по пластичности [15, 21, 22]. Причиной этому может стать образование вторичных фаз субмикронных размеров при кристаллизации в зернах и межзеренном пространстве из-за наличия в сплавах примесных элементов, что также влияет на изменение деформационного поведения материала.

Алюминий, упрочненный частицами диборида титана

На рис. 5 представлены оптические изображения микроструктуры сплава АМг5 с частицами диборида титана и исходного сплава без частиц.

Средний размер зерна исходного сплава АМг5 после ультразвуковой обработки составил 205 ± 30 мкм (рис. 5, а). Ультразвуковая обработка сплава АМг5 позволяет получать микроструктуру с равноосными зернами. При этом, несмотря на кажущуюся однородность, в структуре сплава АМг5 выделяются отдельные зерна размером более 250 мкм. Введение лигатуры МА1 с ультразвуковой обработкой позволило существенно снизить средний размер зерна АМг5 с 205 ± 30 до 164 ± 12 мкм (рис. 5, б). Введение лигатуры МА2 также позволило снизить средний размер зерна с 205 ± 30 до 163 ± 18 мкм (рис. 5, с). Введение в сплав АМг5 лигатуры МА3 понизило значение среднего размера зерна с 205 ± 30 до 158 ± 8 мкм (рис. 5, д). Для оценки влияния ультразвуковой обработки на процесс введения и распределения частиц был получен сплав с лигатурой МА1 без обработки, средний размер зерна которого составил 250 ± 17 мкм.

На рис. 6 представлены диаграммы, полученные при одноосном растяжении плоских образцов из исследуемых алюминиевых сплавов на основе АМг5.

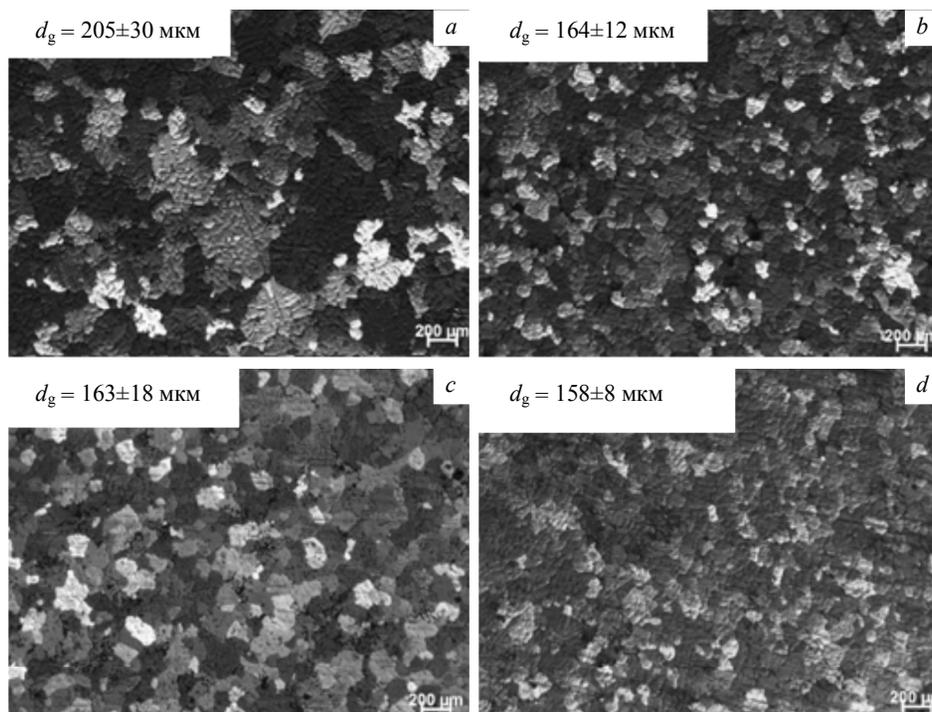


Рис. 5. Оптические изображения микроstructures сплавов:
a – AMg5+Y3, *b* – AMg5+MA1+Y3, *c* – AMg5+MA2+Y3, *d* – AMg5+MA3+Y3

Fig. 5. Optical images of the alloys' microstructure: (*a*) AMg5+ultrasound, (*b*) AMg5+MA1+ultrasound, (*c*) AMg5+MA2+ultrasound, and (*d*) AMg5+MA3+ultrasound

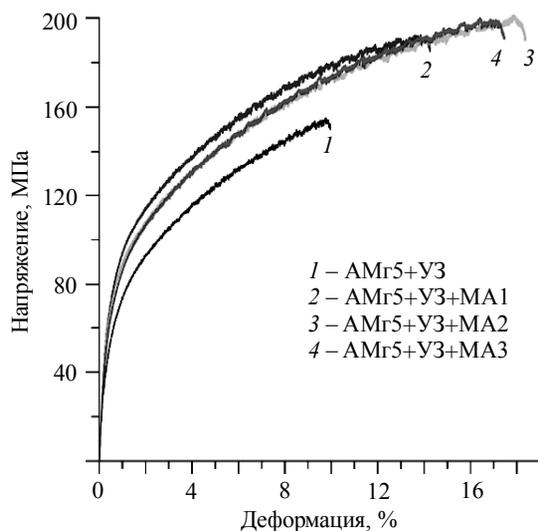


Рис. 6. Сравнение зависимостей, полученных при одноосном растяжении исследуемых сплавов на основе AMg5

Fig. 6. Comparison of the dependences obtained under uniaxial tension of the studied AMg5-based alloys

При обработке экспериментальных диаграмм установлено, что значения условного предела текучести, предела прочности и пластичности литого сплава АМг5 составили 57 МПа, 155 МПа и 11 % соответственно (табл. 3). После модифицирования сплава лигатурой МА1 его механические характеристики значительно увеличились, предел текучести с 57 до 74 МПа, предел прочности с 155 до 192 МПа, пластичность с 11 до 14 % (табл. 3). Введение частиц лигатурой МА2 также привело к увеличению предела текучести с 57 до 71 МПа, предела прочности с 155 до 201 МПа и пластичности с 11 до 18 % (табл. 3). Введение лигатуры МА3 позволило увеличить предел прочности с 57 до 69 МПа, предел прочности с 155 до 200 МПа и пластичности с 11 до 17 % (табл. 3). Введение лигатуры МА1 в сплав без ультразвуковой обработки приводит к снижению предела текучести с 57 до 53 МПа с незначительным увеличением предела прочности с 155 до 159 МПа и пластичности с 11 до 14 %. Использование лигатуры без применения ультразвуковой обработки не позволяет ввести частицы и распределить их в объеме слитка. В структуре наблюдаются темные включения неравномерно распределенной лигатуры, из-за чего не удается достичь модифицирования зерна АМг5, средний размер которого составил 250 ± 17 мкм.

Таблица 3

**Обобщенные результаты исследования физико-механических свойств
алюминиевых сплавов на основе АМг5**

Сплав	$\rho \cdot 10^3, \text{ г/см}^3$	$\sigma_{0,2}, \text{ МПа}$	$\sigma_B, \text{ МПа}$	$\epsilon_{\max}, \%$
АМг5+УЗ	2.6 ± 0.03	57 ± 4	155 ± 11	11
АМг5+УЗ+МА1	2.64 ± 0.04	74 ± 7	192 ± 14	14
АМг5+УЗ+МА2	2.6 ± 0.04	71 ± 6	201 ± 12	18
АМг5+УЗ+МА3	2.47 ± 0.03	69 ± 8	200 ± 10	17

Вклад в увеличение механических характеристик сплава АМг5 с лигатурой МА1 может быть обусловлен измельчением зерна сплава за счет модифицирования структуры микрочастицами диборида титана (закон Холла – Петча), который согласно выражению (1), составил 9.63 МПа:

$$\Delta\sigma_{GR} = k_y (D^{-1/2} - D_0^{-1/2}), \quad (1)$$

где k_y – параметр Холла – Петча ($\sim 68 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$), D – средний размер зерна с лигатурой, D_0 – средний размер зерна сплава в исходном состоянии [23].

Дополнительный вклад в увеличение механических свойств вносит упрочнение металлической матрицы алюминиевого сплава АМг5 наночастицами (~ 0.1 мкм) диборида титана в лигатуре МА1 по механизму Орована. Наночастицы диборида титана также могут обеспечивать перераспределение нагрузки в матрице

$$\sigma_{\text{load}} = 0.5V_p \sigma_{0,2}. \quad (2)$$

Его вклад, согласно выражению (2), составляет 8.4 МПа, где V_p – объемное содержание частиц, $\sigma_{0,2}$ – предел текучести матрицы.

Одновременное увеличение предела текучести, прочности и пластичности может быть связано с перераспределением нагрузки в матрице за счет введения и распределения наночастиц, как было ранее предположено в работах [21, 24].

Вклад измельчения зерна при использовании лигатуры МА2 снижается, поскольку структура сплава с лигатурой МА2 является менее однородной, хотя рас-

четное значение составляет 9.72 МПа. Значение механизма Орована, напротив, увеличивается за счет вовлечения в процесс деформирования частиц размером ~ 2 мкм. Немаловажным является роль более мелкодисперсных частиц размером ~ 0.1 мкм, которые в процессе деформирования позволяют увеличивать пластичность сплава АМг5 с 11.5 до 18 %.

В сплаве с лигатурой МА3 наблюдается аналогичная картина для сплава, содержащего лигатуру МА1, однако из-за более однородного размера зерна, доверительный интервал которого составил ± 8 мкм, реализуется более эффективное перераспределение нагрузки от частиц к матрице, за счет чего пластичность увеличивается с 11 до 17 % (табл. 3).

Магний, упрочненный нитридом алюминия

Исследования микроstructures (рис. 7) полученных дисперсно-упрочненных сплавов показали, что в образцах, содержащих нитрид алюминия, наблюдается уменьшение среднего размера зерна до 230 мкм (МЛ12 – 0.75 вес. % А1N) и до 85 мкм (МЛ12 – 1.5 вес. % А1N) по сравнению с исходным сплавом МЛ12 (1270 мкм). Уменьшение размера структурных элементов, по всей видимости, связано с формированием новых центров кристаллизации вокруг неметаллических включений и значительным сдерживанием роста кристаллов за счет их разрушения при субзвуковом воздействии, возникающим в процессе вибрационной обработки расплава. Увеличение количества частиц до 1.5 мас.% обеспечивает большее количество центров кристаллизации, чем при 0.75 мас.%, способствуя тем самым измельчению зерна. При этом, средний размер зерна является постоянной величиной во всем объеме упрочненного магниевого сплава, что свидетельствует о гомогенности распределения наночастиц в матрице.

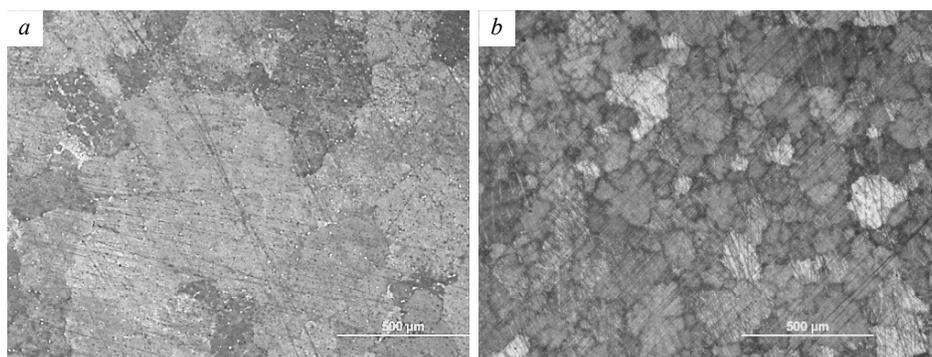


Рис. 7. Оптические изображения микроstructures: *a* – исходный сплав МЛ12, *b* – дисперсно-упрочненный сплав МЛ12+1.5 мас.% А1N

Fig. 7. Optical images of the microstructure of the (a) initial alloy ML12 and (b) dispersion-hardened alloy ML12+1.5 wt% AlN

Механические испытания исследуемых магневых сплавов при растяжении (рис. 8, табл. 4) показали, что при введении 1.5 мас.% наночастиц нитрида алюминия предел текучести магниевого сплава увеличился на 139 %, предел прочности на разрыв – на 140 % и пластичность – на 160 %. Увеличение механических характеристик дисперсно-упрочненных сплавов МЛ12-А1N, по-видимому, связано с вкладом двух механизмов. Первым является механизм Орована, возможность

реализации которого обусловлена наличием наночастиц в мягкой металлической матрице магниевого сплава, основанного на препятствии твердых частиц движению дислокаций, при котором не происходит «перерезания» частиц, и линия дислокации изгибается. Реализация второго механизма представляется возможной благодаря закону Холла – Петча, который основывается на зависимости прочности материала от размера зерна, который снижается в дисперсно-упрочненных сплавах более чем в три раза по отношению к исходному сплаву.

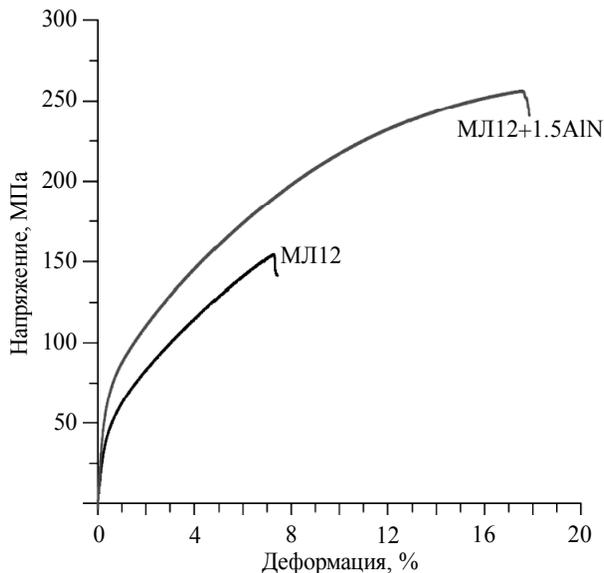


Рис. 8. Сравнение зависимостей, полученных при одноосном растяжении исследуемых сплавов на основе МЛ12

Fig. 8. Comparison of the dependences obtained under uniaxial tension of the studied ML12-based alloys

Таблица 4

Обобщенные результаты исследования физико-механических свойств магневых сплавов на основе МЛ12

Сплав	$d_g, \mu\text{m}$	HV	$\rho \cdot 10^3, \text{г/см}^3$	$\sigma_{0.2}, \text{МПа}$	$\sigma_B, \text{МПа}$	$\epsilon_{\text{max}}, \%$
МЛ12	1270±301.3	48±4.0	1.78±0.04	45±6	156±19	7
МЛ12+1.5 AlN	84±6.2	46±6	1.78±0.03	74±3	259±6	17.5

Заключение

Выявлено, что ультразвуковое воздействие способствует получению беспористого материала и гомогенному распределению упрочняющих наноразмерных частиц в объеме отливок алюминия.

Уменьшение среднего размера зерна во всем объеме отливок на основе алюминия технической чистоты свидетельствует о равномерном распределении наночастиц оксида алюминия, выступающих в роли инокуляторов при кристаллизации. При этом уменьшение среднего размера зерна пропорционально увеличению концентрации введенных наночастиц оксида алюминия.

Установлено, что изменение зеренной структуры отразилось на механических свойствах исследуемого сплава. Показана прямая зависимость увеличения значений твердости, предела текучести, предела прочности и уменьшения пластичности от уменьшения среднего размера зерна и увеличения концентрации частиц в алюминиевом сплаве, упрочненном наночастицами оксида алюминия. Измельчение зерна и упрочнение наночастицами позволяет повышать твердость с 19 до 22 НВ, предел текучести с 12 до 27 МПа, предел прочности с 48 до 79 МПа технически чистого алюминия.

Установлено, что введение частиц диборида титана в расплав алюминия АМг5 позволяет измельчать зерно литого алюминиевого сплава с 205 до 158 мкм, за счет чего повышается его предел текучести, предел прочности и пластичность с 57 до 71 МПа, с 155 до 201 МПа и с 11 до 18 % соответственно. Наибольший эффект измельчения структуры достигается при использовании лигатуры, содержащей частицы диборида титана размером до 1 мкм.

Обнаружено, что введение наночастиц нитрида алюминия в магниевый сплав способствует получению мелкозернистой структуры получаемых отливок и, как следствие, увеличению механических характеристик сплава. Предел текучести увеличился на 103 %, предел прочности на разрыв – на 115 % и пластичность – на 140 % по сравнению с исходным (без частиц) сплавом. При этом механизм Холла – Петча внес основной вклад в упрочнение.

ЛИТЕРАТУРА

1. Malaki M., Xu W., Kasar A.K., Menezes P.L., Dieringa H., Varma R.S., Gupta M. Advanced metal matrix nanocomposites // *Metals*. 2019. V. 9. No. 3. P. 330–1–330–39.
2. Yin Z., Pan Q., Zhang Y., Jiang F. Effect of minor Sc and Zr on the microstructure and mechanical properties of Al–Mg based alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2000. V. 280. No. 1. P. 151–155.
3. Feng X., Liu H., Babu S.S. Effect of grain size refinement and precipitation reactions on strengthening in friction stir processed Al–Cu alloys // *Scripta Materialia*. 2011. V. 65. No. 12. P. 1057–1060.
4. Kendig K.L., Miracle D.B. Strengthening mechanisms of an Al–Mg–Sc–Zr alloy // *Acta Materialia*. 2002. V. 50. No. 16. P. 4165–4175.
5. De Luca A., Dunand D.C., Seidman D.N. Mechanical properties and optimization of the aging of a dilute Al–Sc–Er–Zr–Si alloy with a high Zr/Sc ratio // *Acta Materialia*. 2016. V. 119. P. 35–42.
6. Spierings A.B., Dawson K., Heeling T., Uggowitzer P.J., Schäublin R., Palm F., Wegener K. Microstructural features of Sc- and Zr-modified Al–Mg alloys processed by selective laser melting // *Materials & Design*. 2017. V. 115. P. 52–63.
7. Gao T., Ceguerra A., Breen A., Liu X., Wu Y., Ringer S. Precipitation behaviors of cubic and tetragonal Zr-rich phase in Al–(Si–) Zr alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2016. V. 674. P. 125–130.
8. Valiev R.Z., Murashkin M.Y., Sabirov I. A nanostructural design to produce high-strength Al alloys with enhanced electrical conductivity // *Scripta Materialia*. 2014. V. 76. P. 13–16.
9. Москвичев Е.Н., Скрипняк В.А., Скрипняк В.В., Козулин А.А., Лычагин Д.В. Исследование структуры и механических свойств алюминиевого сплава 1560 после интенсивной пластической деформации методом прессования с рифлением // *Физическая мезомеханика*. 2017. Т. 20. № 4. С. 85–93.
10. Murashkin M.Y., Sabirov I., Kazykhanov V.U., Bobruk E.V., Dubravina A.A., Valiev R.Z. Enhanced mechanical properties and electrical conductivity in ultrafine-grained Al alloy processed via ECAP-PC // *Journal of Materials Science*. 2013. V. 48. No. 13. P. 4501–4509.
11. Krasnovеikin V.A., Kozulin A.A., Skripnyak V.A. Detection of structural changes and mechanical properties of light alloys after severe plastic deformation // *Journal of Physics: Con-*

- ference Series 6. "6th International Conference Current Issues of Continuum Mechanics and Celestial Mechanics, CICMCM 2016". 2017. 919. P. 012012.
12. *Vorozhtsov S., Zhukov I., Vorozhtsov A., Zhukov A., Eskin D., Kvetinskaya A.* Synthesis of micro-and nanoparticles of metal oxides and their application for reinforcement of Al-based alloys // *Advances in Materials Science and Engineering*. 2015. V. 2015. P. 1–6.
 13. *Vorozhtsov S., Minkov L., Dammer V., Khrustalyov A., Zhukov I., Promakhov V., Khmeleva M.* Ex situ introduction and distribution of nonmetallic particles in aluminum melt: modeling and experiment // *JOM*. 2017. V. 69. No. 12. P. 2653–2657.
 14. *Naydenkin E., Mishin I., Khrustalyov A., Vorozhtsov S., Vorozhtsov A.* Influence of combined helical and pass rolling on structure and residual porosity of an AA6082-0.2 wt% Al₂O₃ composite produced by casting with ultrasonic processing // *Metals*. 2017. V. 7. No. 12. P. 544-1–544-7.
 15. *Vorozhtsov S., Zhukov I., Promakhov V., Naydenkin E., Khrustalyov A., Vorozhtsov A.* The influence of ScF₃ nanoparticles on the physical and mechanical properties of new metal matrix composites based on A356 Aluminum Alloy // *JOM*. 2016. V. 68. No. 12. P. 3101–3106.
 16. *Vorozhtsov S., Vorozhtsov A., Kudryashova O., Zhukov I., Promakhov V.* Structural and mechanical properties of aluminium-based composites processed by explosive compaction // *Powder Technology*. 2017. V. 313. P. 251–259.
 17. *Жуков И.А., Промахов В.В., Матвеев А.Е., Платов В.В., Хрусталева А.П., Дубкова Я.А., Ворожцов С.А., Потеев А.И.* Закономерности формирования структуры и фазового состава композиционных лигатур систем Al-Ti-B/B₄C, используемых для модификации алюминиевых сплавов // *Изв. вузов. Физика*. 2017. Т. 60. №. 11. С. 158–163.
 18. *Zhukov I.A., Kozulin A.A., Khrustalyov A.P., Matveev A.E., Platov V.V., Vorozhtsov A.B., Zhukova T.V., Promakhov V.V.* The impact of particle reinforcement with Al₂O₃, TiB₂, and TiC and severe plastic deformation treatment on the combination of strength and electrical conductivity of pure aluminum // *Metals*. 2019. V. 9. No. 1. P. 65-1–65-10.
 19. *Danilov P.A., Khrustalev A.P., Vorozhtsov A.B., Zhukov I.A., Promakhov V.V., Khmeleva M.G., Pikushchak E.V., Kvetinskaya A.V.* Analysis of the effect of external physical fields on the casting of light alloys // *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta // Matematika i mekhanika [Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics]*. 2018. V. 55. P. 84–98.
 20. *Kudryashova O.B., Eskin D.G., Khrustalev A.P., Vorozhtsov S.A.* Ultrasonic effect on the penetration of the metallic melt into submicron particles and their agglomerates // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2017. V. 58. No 4. P. 427–433.
 21. *Vorozhtsov S.A., Eskin D.G., Tamayo J., Vorozhtsov A.B., Promakhov V.V., Averin A.A., Khrustalyov A.P.* The application of external fields to the manufacturing of novel dense composite master alloys and aluminum-based nanocomposites // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2015. V. 46. No. 7. P. 2870–2875.
 22. *Vorozhtsov S.A., Kudryashova O.B., Promakhov V.V., Dammer V.Kh., Vorozhtsov A.B.* Theoretical and experimental investigations of the process of vibration treatment of liquid metals containing nanoparticles // *JOM*. 2016. V. 68. No 12. P. 3094–3100.
 23. *Sreekumar V.M., Hari Babu N., Eskin D.G., Fan Z.* Structure–property analysis of in-situ Al–MgAl₂O₄ metal matrix composites synthesized using ultrasonic cavitation // *Materials Science & Engineering A*. 2015. V. 628. P. 30–40.
 24. *Belov N.A.* Effect of eutectic phases on the fracture behavior of high-strength castable aluminum alloys // *Metal Science and Heat Treatment*. 1995. V. 37. P. 237–242.

Vorozhtsov A.B., Danilov P.A., Zhukov I.A., Khmeleva M.G., Platov V.V., Valikhov V.D. (2020) THE EFFECT OF EXTERNAL ACTIONS ON A MOLTEN METAL AND THE INFLUENCE OF NONMETALLIC NANOPARTICLES ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE LIGHT ALLOYS BASED ON ALUMINUM AND MAGNESIUM. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika* [Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics]. 64. pp. 91–107

DOI 10.17223/19988621/64/7

Keywords: aluminum, magnesium, nanosized particles, aluminum oxide, aluminum nitride, titanium diboride, structure, hardness, tensile strength, yield strength.

In this paper, the studies of the effect of aluminum and magnesium alloys' structures, which are dispersion-hardened by nanosized ceramic particles, on their mechanical characteristics are carried out. The influence of the aluminum oxide particles' concentration ranging from 0.1 to 1 wt% per grain structure on the microhardness and mechanical tensile behavior of pure aluminum is shown. It is found that with an increase in the nanosized alumina concentration from 0.1 to 1 wt% in the structure of aluminum, the tensile strength increases from 49 up to 79 MPa, and the yield strength increases from 12 up to 27 MPa in the tested samples. The impact of the dispersion of titanium diboride particles on the structure and mechanical behavior of AMg5 alloy is studied. It is revealed that the maximum grain refinement and increase in the tensile mechanical properties are observed when the titanium diboride particles of the size from 50 nm to 3 μm are used for the alloying of AMg5. The magnesium alloys ML12 hardened by 1.5 wt% particles of aluminum nitride are studied. It is found that the introduction of the aluminum nitride particles into a magnesium melt contributes to a decrease in the average grain size from ~ 1270 to 85 μm in the obtained castings and, as a result, to an increase in the mechanical properties.

Financial support. The study of Al-Mg alloys was performed with a financial support from the Russian Federation President Grant (MK-506.2019.8). The study of the materials hardened by nanosized aluminum oxide and based on technical-purity aluminum was funded by RFBR according to the research project No. 18-38-20081.

Aleksander B. VOROZHTSOV (Doctor of Physics and Mathematics, Professor, Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: abv1953@mail.ru

Pavel A. DANILOV (Candidate of Technical Sciences, Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: padanilov@gmail.com

Il'ya A. ZHUKOV (Candidate of Technical Sciences, Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: gofra930@gmail.com

Marina G. KHMELEVA (Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: khmelmg@gmail.com

Vladimir V. PLATOV (Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: vova.platov.85@mail.ru

Vladimir D. VALIKHOV (Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: valihov.snobls@gmail.com

REFERENCES

1. Malaki M., Xu W., Kasar A.K., Menezes P.L., Dieringa H., Varma R.S., Gupta M. (2019) Advanced metal matrix nanocomposites. *Metals*. 9(3). pp. 330-1–330-39. DOI: 10.3390/met9030330.
2. Yin Z., Pan Q., Zhang Y., Jiang F. (2000) Effect of minor Sc and Zr on the microstructure and mechanical properties of Al–Mg based alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 280(1). pp. 151–155. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00682-6.
3. Feng X., Liu H., Babu S.S. (2011) Effect of grain size refinement and precipitation reactions on strengthening in friction stir processed Al–Cu alloys. *Scripta Materialia*. 65(12). pp. 1057–1060. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2011.09.009.
4. Kendig K.L., Miracle D.B. (2002) Strengthening mechanisms of an Al–Mg–Sc–Zr alloy. *Acta Materialia*. 50(16). pp. 4165–4175. DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00258-6.
5. De Luca A., Dunand D.C., Seidman D.N. (2016) Mechanical properties and optimization of the aging of a dilute Al–Sc–Er–Zr–Si alloy with a high Zr/Sc ratio. *Acta Materialia*. 119. pp. 35–42. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.018.
6. Spierings A.B., Dawson K., Heeling T., Uggowitz P.J., Schäublin R., Palm F., Wegener K. (2017) Microstructural features of Sc- and Zr-modified Al–Mg alloys processed by selective laser melting. *Materials & Design*. 115. pp. 52–63. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.11.040.
7. Gao T., Ceguerra A., Breen A., Liu X., Wu Y., Ringer S. (2016) Precipitation behaviors of cubic and tetragonal Zr-rich phase in Al–(Si–) Zr alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 674. pp. 125–130. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.02.236.
8. Valiev R.Z., Murashkin M.Y., Sabirov I. (2014) A nanostructural design to produce high-strength Al alloys with enhanced electrical conductivity. *Scripta Materialia*. 76. pp. 13–16. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2013.12.002.
9. Moskvichev E.N., Skripnyak V.A., Skripnyak V.V., Kozulin A.A., Lychagin D.V. (2018) Structure and mechanical properties of aluminum 1560 alloy after severe plastic deformation by groove pressing. *Physical Mesomechanics*. 21(6). pp. 515–522. DOI: 10.1134/S1029959918060061.
10. Murashkin M.Y., Sabirov I., Kazykhanov V.U., Bobruk E.V., Dubravina A.A., Valiev R.Z. (2013) Enhanced mechanical properties and electrical conductivity in ultrafine-grained Al alloy processed via ECAP-PC. *Journal of Materials Science*. 48(13). pp. 4501–4509. DOI: 10.1007/s10853-013-7279-8.
11. Krasnoveikin V.A., Kozulin A.A., Skripnyak V.A. (2017) Detection of structural changes and mechanical properties of light alloys after severe plastic deformation. *Journal of Physics: Conference Series* 6. pp. 012012. DOI: 10.1088/1742-6596/919/1/012012.
12. Vorozhtsov S., Zhukov I., Vorozhtsov A., Zhukov A., Eskin D., Kvetinskaya A. (2015) Synthesis of micro- and nanoparticles of metal oxides and their application for reinforcement of Al-based alloys. *Advances in Materials Science and Engineering*. pp. 1–6. DOI: 10.1155/2015/718207.
13. Vorozhtsov S., Minkov L., Dammer V., Khrustalyov A., Zhukov I., Promakhov V., Khmeleva M. (2017) Ex situ introduction and distribution of nonmetallic particles in aluminum melt: modeling and experiment. *JOM*. 69(12). pp. 2653–2657. DOI: 10.1007/s11837-017-2594-1.
14. Naydenkin E., Mishin I., Khrustalyov A., Vorozhtsov S., Vorozhtsov A. (2017) Influence of combined helical and pass rolling on structure and residual porosity of an AA6082-0.2 wt% Al₂O₃ composite produced by casting with ultrasonic processing. *Metals*. 7(12). pp. 544-1–544-7. DOI: 10.3390/met7120544.
15. Vorozhtsov S., Zhukov I., Promakhov V., Naydenkin E., Khrustalyov A., Vorozhtsov A. (2016) The influence of ScF₃ nanoparticles on the physical and mechanical properties of new metal matrix composites based on A356 aluminum alloy. *JOM*. 68(12). pp. 3101–3106. DOI: 10.1007/s11837-016-2141-5.
16. Vorozhtsov S., Vorozhtsov A., Kudryashova O., Zhukov I., Promakhov V. (2017) Structural and mechanical properties of aluminium-based composites processed by explosive compaction. *Powder Technology*. 313. pp. 251–259. DOI: 10.1016/j.powtec.2017.03.027.

17. Zhukov I.A., Promakhov V.V., Matveev A.E., Platov V.V., Khrustalev A.P., Dubkova Ya.A., Vorozhtsov S.A., Potekaev A.I. (2018) Principles of structure and phase composition formation in composite master alloys of the Al–Ti–B/B₄C systems used for aluminum alloy modification. *Russian Physics Journal*. 60(11). pp. 2025–2031. DOI: 10.1007/s11182-018-1319-4.
18. Zhukov I.A., Kozulin A.A., Khrustalyov A.P., Matveev A.E., Platov V.V., Vorozhtsov A.B., Zhukova T.V., Promakhov V.V. (2019) The impact of particle reinforcement with Al₂O₃, TiB₂, and TiC and severe plastic deformation treatment on the combination of strength and electrical conductivity of pure aluminum. *Metals*. 9(1). pp. 65-1–65-10. DOI: 10.3390/met9010065.
19. Danilov P.A., Khrustalev A.P., Vorozhtsov A.B., Zhukov I.A., Promakhov V.V., Khmeleva M.G., Pikushchak E.V., Kvetinskaya A.V. (2018) Analiz vliyaniya vneshnikh fizicheskikh vozdeystviy na protsessy lit'ya legkikh splavov [Analysis of the effect of external physical fields on the casting of light alloys]. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika – Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics*. 55. pp. 84–98. DOI: 10.17223/19988621/55/8.
20. Kudryashova O.B., Eskin D.G., Khrustalev A.P., Vorozhtsov S.A. (2017) Ultrasonic effect on the penetration of the metallic melt into submicron particles and their agglomerates. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 58(4). pp. 427–433. DOI: 10.3103/S1067821217040101.
21. Vorozhtsov S.A., Eskin D.G., Tamayo J., Vorozhtsov A.B., Promakhov V.V., Averin A.A., Khrustalyov A.P. (2015). The application of external fields to the manufacturing of novel dense composite master alloys and aluminum-based nanocomposites. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 46(7). pp. 2870–2875. DOI: 10.1007/s11661-015-2850-3.
22. Vorozhtsov S.A., Kudryashova O.B., Promakhov V.V., Dammer V., Vorozhtsov A.B. (2016) Theoretical and experimental investigations of the process of vibration treatment of liquid metals containing nanoparticles. *JOM*. 68(12). pp. 3094–3100. DOI: 10.1007/s11837-016-2147-z.
23. Sreekumar V.M., Hari Babu N., Eskin D.G., Fan Z. (2015) Structure–property analysis of in-situ Al–MgAl₂O₄ metal matrix composites synthesized using ultrasonic cavitation. *Materials Science & Engineering A*. 628. pp. 30–40. DOI: 10.1016/j.msea.2015.01.029.
24. Belov N.A. (1995) Effect of eutectic phases on the fracture behavior of high-strength castable aluminum alloys. *Metal Science and Heat Treatment*. 37. pp. 237–242.

Received: October 3, 2019