

05.1

## **Влияние структуры металломатричного композита магний-нитрид алюминия на его сопротивление деформированию при квазистатическом и динамическом нагружении**

© А.П. Хрусталёв<sup>1</sup>, Г.В. Гаркушин<sup>1,2</sup>, И.А. Жуков<sup>1</sup>,  
С.В. Разоренов<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

<sup>2</sup> Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Московская обл., Россия

E-mail: tofik0014@mail.ru

Поступило в Редакцию 11 мая 2018 г.

Проведены исследования микроструктуры образцов промышленного магниевого сплава МЛ5, упрочненного наночастицами нитрида алюминия, количество и средний размер которых в сплаве составили 0.5 wt.% и 80 nm соответственно. Представлены данные о прочности и пластичности образцов исходного магниевого сплава МЛ5 и упрочненного сплава МЛ5, полученные на универсальной испытательной машине INSTRON 3369. Исследовано влияние микроструктуры образцов на их сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению путем анализа полных волновых профилей, зарегистрированных с помощью лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR.

DOI: 10.21883/PJTF.2018.20.46802.17381

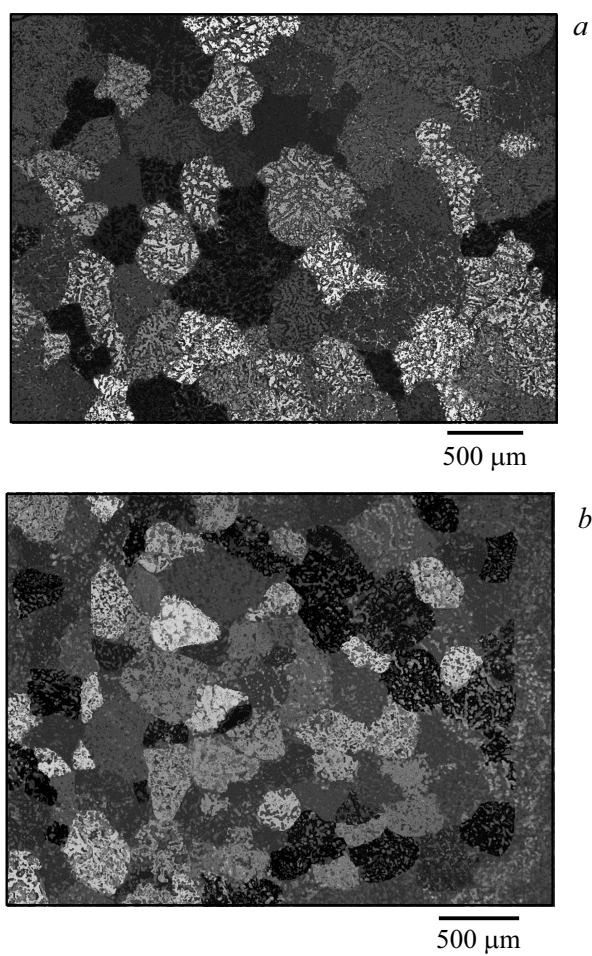
Легкие металломатричные композиты (ММК), упрочненные дисперсными частицами, активно исследуются благодаря уникальному сочетанию их свойств: высокая удельная жесткость и прочность, вязкость разрушения и т.д. [1,2]. Представляют интерес исследования закономерностей упругопластических и прочностных характеристик ММК на основе литейных магниевых сплавов, упрочненных наночастицами AlN, в условиях квазистатического и ударно-волнового деформирования и разрушения. Относительные вклады внутренней структуры в сопротив-

Таблица 1. Экспериментальные данные для исследуемых образцов

Образец	$\rho_0$ , g/cm <sup>3</sup>	$d_0$ , μm	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	HRF	$c_l$ , m/s
МЛ15	1.80 ± 0.02	610	55	122	4	62.2	5767
МЛ15/AlN	1.80 ± 0.02	420	70	155	5.5	62.6	5771

ление деформированию могут быть выявлены экспериментально путем варьирования структуры материала [3–6].

Проведены исследования ММК на основе литейного сплава МЛ15 (матрица), армированного наноразмерными частицами нитрида алюминия AlN (упрочняющие частицы), обозначаемых далее как МЛ15/AlN. Наночастицы AlN (< 100 nm) синтезированы с использованием метода электрического взрыва проводника [7]. Образцы композита МЛ15/AlN были изготовлены методом литья под защитным флюсом. Предварительно подготовленный и разогретый до температуры 710°C магниевый расплав МЛ15 (10 kg) помещался в специальный ковш. После этого осуществлялся процесс перемешивания расплава и через 15 s вводился порошок AlN в количестве 0.5 wt.% с одновременным перемешиванием в течение 1 min при скорости вращения смесителя 500 rpm. Перемешивание расплава осуществлялось с использованием оригинального смешивающего устройства из титана марки ВТ1 [8,9]. Готовый расплав выливался в изложницу размером 700 × 250 mm, подвергавшуюся в процессе кристаллизации вибрационной обработке. Процедура подготовки сплава МЛ15 была аналогичной использованной для композита МЛ15/AlN, а именно плавление, перемешивание и вибрационная обработка до полной кристаллизации без введения наночастиц. Для исследуемых образцов получены значения твердости по Роквеллу (HRF) на установке ТН-300 со стальным индентором с диаметром 1.6 mm, силой 0.6 kN при выдержке 3 s. Измерены значения продольных скоростей звука  $c_l$  и плотности  $\rho_0$  образцов. Изучение микроструктуры проводилось с помощью оптического микроскопа Olympus GX71. Данные о прочностных свойствах при квазистатическом осевом растяжении получены на испытательной машине INSTRON 3369 со скоростью деформации  $2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Образцы вырезались в форме плоских двусторонних лопаток. Размеры рабочей части образцов на растяжение состав-



**Рис. 1.** Микроструктура исходного литейного магниевого сплава MJ15 (*a*) и металломатричного композита MJ15/AlN (*b*).

ляли  $40 \times 8 \times 1$  mm. Точность измерений составляет 0.5% от указанной нагрузки. В табл.1 представлены обобщенные данные, полученные в процессе исследования, в том числе механических характеристик.

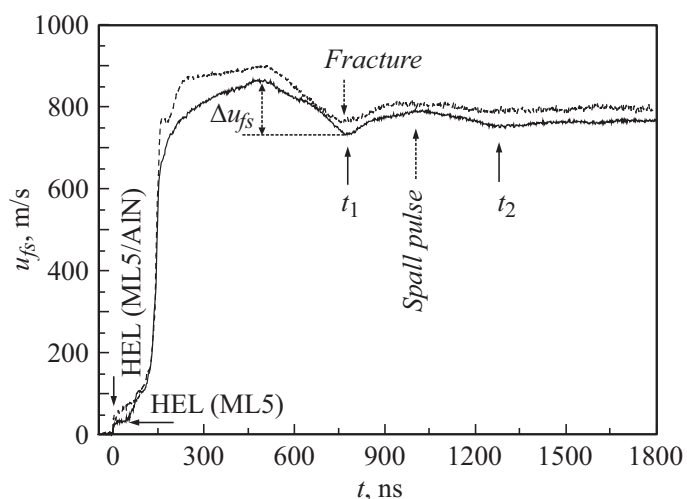
На рис. 1, *a, b* представлены изображения структуры образцов. Микроструктура сплава МЛ5 представлена равноосными зёрнами, размер ( $d_0$ ) которых варьируется от 400 до 800  $\mu\text{m}$ , средний размер  $d_0 \sim 610 \mu\text{m}$ . Введение 0.5 wt.% наночастиц нитрида алюминия привело к формированию более однородной микроструктуры композита МЛ5/AlN, размер зёрен варьируется от 350 до 450  $\mu\text{m}$ , а средний размер  $d_0 \sim 420 \mu\text{m}$ . В работе [10] показано, что явление измельчения зёрен обусловлено гетерогенным зарождением первичной фазы на частицах AlN и ограничением роста кристаллов, вызванным присутствием частиц AlN. Эксперименты при осевом растяжении показали, что введение наночастиц AlN приводит к увеличению условного предела текучести ( $\sigma_{0.2}$ ) и предела прочности ( $\sigma_B$ ) на 27%, в то время как пластичность ( $\delta$ ) увеличилась на 37.5%. Изменение механических характеристик композита, полученных в процессе деформирования, по сравнению с таковыми для исходного сплава МЛ5 может быть связано как с измельчением зеренной структуры, так и с наличием наночастиц AlN в теле зерна.

Плоские ударные волны в образцах генерировались при соударении с Al-ударниками диаметром 70 mm и толщиной  $h_{\text{impact}} = 0.73 \pm 0.02$  и  $2 \pm 0.02$  mm, разогнанными до скоростей  $630 \pm 30$  m/s с помощью плосковолновых генераторов ударных волн [6]. Толщина образцов ( $h_{\text{sample}}$ ) во всех экспериментах составляла  $5 \pm 0.02$  mm, диаметр —  $30 \pm 0.1$  mm. В процессе ударно-волнового нагружения осуществлялась непрерывная регистрация движения свободной поверхности  $u_{fs}(t)$  образцов с применением лазерного измерителя скорости VISAR [11]. Профили скорости свободной поверхности  $u_{fs}(t)$  фиксировались с разрешением 1 ns по времени и  $\pm 3$  m/s по величине измеряемой скорости.

На рис. 2 приведены результаты измерений профилей скорости свободной поверхности  $u_{fs}(t)$  образцов МЛ5 и МЛ5/AlN. На волновых профилях регистрируется выход на поверхность упругопластической волны сжатия. Напряжение сжатия за фронтом упругого предвестника

$$\sigma_{\text{HEL}} = \rho_0 c_l u_{fs}^{\text{HEL}} / 2$$

соответствует динамическому пределу упругости (HEL) материала в условиях одноосного сжатия, где  $u_{fs}^{\text{HEL}}$  — значение скорости HEL на волновом профиле. Соответствующие значения пределов текучести



**Рис. 2.** Профили скорости свободной поверхности литейного магниевого сплава ML5 и металломатричной композиции ML5/AlN после литья;  $t_1$  — момент времени начала колебания,  $t_2$  — момент времени окончания колебания.

для условий одноосно напряженного состояния  $\sigma_T$  связаны с величиной  $\sigma_{HEL}$  соотношением

$$\sigma_T = (3/2)\sigma_{HEL}(1 - c_b^2/c_T^2),$$

где  $c_b$  — объемная скорость звука. После отражения импульса сжатия от свободной поверхности внутри образца генерируются растягивающие напряжения, при достижении критических значений которых инициируется его разрушение — откол. При этом происходит релаксация растягивающих напряжений и формируется волна сжатия (откольный импульс), выход которой на поверхность образца вызывает второй подъем ее скорости. Декремент скорости поверхности  $\Delta u_{fs}$  при ее спаде от максимума до значения перед фронтом откольного импульса пропорционален величине разрушающего напряжения — откольной прочности материала. В линейном (акустическом)

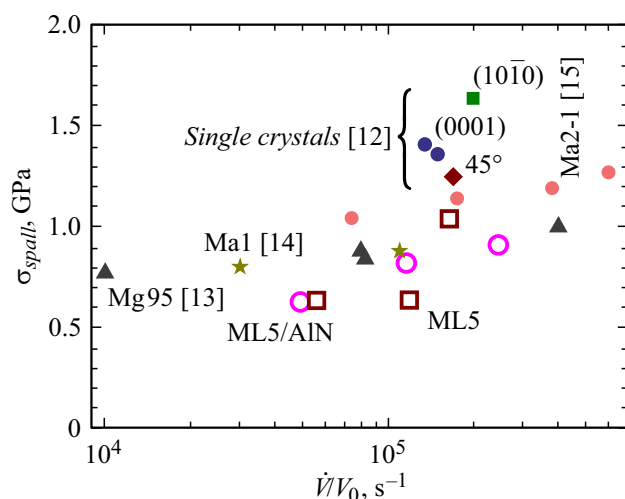
**Таблица 2.** Результаты измерений динамических пределов упругости и откольной прочности образцов литейного магниевого сплава МЛ15 и металломатричного композита МЛ15/AlN

Материал	$H_{sample}$ , mm	$h_{flyer-plate}$ , mm	$\sigma_{HEL}$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\sigma_{spall}$ , МПа	$h_{spall}$ mm
МЛ15 (рис. 2)	4.895	2.009	174	102	634	1.43
МЛ15/AlN (рис. 2)	4.890	1.995	268	157	626	1.28
МЛ15	4.894	0.732	158	93	635	0.32
МЛ15/AlN	4.898	0.725	196	115	820	0.64

приближении

$$\sigma_{spall} = (1/2)\rho_0 c_b (\Delta u_{fs} + \delta),$$

где  $\delta$  — поправка на искажение профиля скорости вследствие различия скоростей фронта откольного импульса и скорости пластической части падающей волны разгрузки перед ним [6]. При сравнении волновых профилей видно, что образец сплава МЛ15 имеет на 54% меньший предел упругости, чем композит МЛ15/AlN. На профиле МЛ15 наблюдается промежуточный подъем скорости между упругой и пластической волной, что можно связать с неоднородностью структуры образца после литья. Низкие скорости диффузионных процессов в твердом магнии приводят в условиях неравновесной кристаллизации к сильному развитию дендритной ликвации. Дендритная ликвация вызывает снижение механических свойств. Поскольку в структуре МЛ15 размеры зерен достаточно крупные (от 400 до 800  $\mu\text{m}$ ) и они разориентированы, при прохождении упругой волны по образцу происходит ее искажение и возможны переотражения от границ зерен, что приводит к дополнительному подъему скорости. Образцы МЛ15/AlN демонстрируют деформационное упрочнение сразу после выхода упругой волны сжатия. Вклад в развитие деформационного упрочнения вносят наночастицы AlN, так как они препятствуют движению дислокаций во время деформации. На профиле образца композита МЛ15/AlN (рис. 2) видно, что разрушение материала произошло, но дальнейшие осцилляции в откольной пластине быстро затухают за счет сильной дисперсии откольного импульса в зоне откола. Развитая поверхность возникает в результате вязкого (пластического) разрушения образцов. Наши результаты полностью коррелируют с



**Рис. 3.** Результаты измерений откольной прочности сплава МЛ5 (квадраты) и композита МЛ5/AlN (светлые кружки) в зависимости от скорости деформирования в волне разрежения. Литературные данные: треугольники — первичный магний Mg95 [13], звездочки — листовой магний Ma1 [14], закрашенные кружки — пруток Ma2-1 [15], монокристаллы магния [12]. Фигурной скобкой объединены данные [12] для динамических испытаний магниевого монокристалла, около символов указаны условия нагружения относительно кристаллической решетки магния.

данными, полученными при испытании на одноосное растяжение, где показано, что добавка AlN ведет к увеличению пластичности. Толщина откольной пластины определяется исходя из волнового профиля  $u_{fs}(t)$  как

$$h_{spall} = c_l \Delta t / 2,$$

где  $\Delta t = t_2 - t_1$ .

В табл. 2 представлены рассчитанные значения  $\sigma_{HEL}$  и  $\sigma_{spall}$  для образцов МЛ5 и МЛ5/AlN, полученные из обработки волновых профилей. Максимальное давление ударного сжатия варьировалось от 2.99 до 4.1 GPa. На рис. 3 представлена зависимость величины критических разрушающих напряжений от скорости деформирования в сравнении с данными работ [12–15]. Под скоростью деформирования

здесь понимается скорость расширения вещества в волне разрежения, которая определяется как

$$\dot{V}/V_0 = -(\Delta u_{fs}/2c_b).$$

Скорость деформирования находилась в диапазоне от  $0.5 \cdot 10^5$  до  $1.2 \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$ . Результаты измерений откольной прочности демонстрируют ее возрастание с увеличением скорости растяжения и в целом согласуются с литературными данными [12–15].

В результате проведенной работы получены образцы ММК МЛ15/AlN. Структурные исследования показали, что в образцах МЛ15/AlN средний размер зерна уменьшился на 45% по сравнению с таковым для образцов МЛ15. Введение 0.5 wt.% наночастиц AlN гомогенизирует структуру образцов, что приводит к улучшению механических характеристик как при квазистатическом, так и при ударно-волновом нагружении.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ № 17-38-50127 мол\_нр с использованием оборудования Московского регионального взрывного центра коллективного пользования РАН.

## Список литературы

- [1] Jayalakshmi S., Gupta M. Metallic amorphous alloy reinforcements in light metal matrices. Ser. Springer Briefs in Materials. Springer Int. Publ., 2015. 109 p.
- [2] Ferguson J.B., Sheykh-Jaberi F., Kim C.S., Rohatgi P.K., Cho K. // Mater. Sci. Eng. A. 2012. V. 558. P. 193–204.
- [3] Wang M., Lu L., Li C., Xiao X.H., Zhou X.M., Zhu J., Luo S.N. // Mater. Sci. Eng. A. 2016. V. 661. P. 126–131.
- [4] Asgari H., Szpunar A., Odeshi A.G. // Mater. Design. 2014. V. 61. P. 26–34.
- [5] Жуков И.А., Гаркушин Г.В., Ворожцов С.А., Хрусталев А.П., Разоренов С.В., Ворожцов А.Б., Промахов В.В., Жуков А.С. // Изв. вузов. Физика. 2015. Т. 58. № 9. С. 141–144.
- [6] Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортков В.Е. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. М.: Янус-К, 1996. 408 с.
- [7] Lerner M., Vorozhtsov A., Guseinov S., Storozhenko P. // Metal nanopowders: production characterization, and energetic applications/Eds A.A. Gromov, U. Teipel. Weinheim: Wiley-VCH, 2014. P. 79–106.
- [8] Хрусталев А.П., Ворожцов С.А., Жуков И.А., Промахов В.В., Даммер В.Х., Ворожцов А.Б. // Изв. вузов. Физика. 2016. Т. 59. № 12. С. 176–177.



- [9] *Ворожцов А.Б., Архипов В.А., Шрагер Э.Р., Даммер В.Х., Ворожцов С.А., Хмелева М.Г.* Патент РФ № 2625471 // Изобретения. Полезные модели. Бюл. № 20. Оpubл. 14.07.2017.
- [10] *Vorozhtsov S., Minkov L., Dammer V., Khrustalyov A., Zhukov I., Protnikhov V., Vorozhtsov A., Khmeleva M.* // JOM. 2017. V. 69. N 12. P. 2653–2657.
- [11] *Barker L.M., Hollenbach R.E.* // J. Appl. Phys. 1972. V. 43. N 11. P. 4669–4675.
- [12] *Kanel G.I., Garkushin G.V., Savinykh A.S., Razorenov S.V., de Resseguier T., Proud W.G., Tyutin M.R.* // J. Appl. Phys. 2014. V. 116. N 14. P. 143504 (1–9).
- [13] *Kanel G.I., Razorenov S.V., Bogatch A.A., Utkin A.V., Fortov V.E., Grady D.E.* // J. Appl. Phys. 1996. V. 79. N 11. P. 8310–8317.
- [14] *Канель Г.И., Разоренов С.В., Фортвов В.Е.* // ДАН СССР. 1984. Т. 275. № 2. С. 369–371.
- [15] *Гаркушин Г.В., Канель Г.И., Разоренов С.В.* // ФТТ. 2012. Т. 54. В. 5. С. 1012–1018.