

05

Влияние отжига и дополнительной деформации на динамические свойства сплава АМг4.5 в ультрамелкозернистом состоянии

© А.Д. Евстифеев,^{1,2} Е.Ю. Витохин²

¹Научно-исследовательский институт механики Национального исследовательского Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского,
603600 Нижний Новгород, Россия

²Санкт-Петербургский государственный университет,
199034 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: ad.evstifeev@gmail.com

Поступило в Редакцию 17 октября 2022 г.

В окончательной редакции 18 января 2023 г.

Принято к публикации 19 января 2023 г.

На примере алюминий-магниевого сплава АМг4.5 показана возможность повышения статической и динамической прочности материала путем применения методов интенсивной пластической деформации, комбинации отжига и дополнительной деформации сплава в ультрамелкозернистом состоянии. Оценка прочностных характеристик материала проведена с использованием структурно-временного подхода к анализу экспериментальных данных по динамическому растяжению малых образцов, полученных на установке, реализующей методику Кольского на разрезных стержнях Гопкинсона.

Ключевые слова: динамическая прочность, критерий инкубационного времени, методика Кольского, алюминий.

DOI: 10.21883/JTF.2023.03.54847.235-22

Введение

Применение алюминиевых сплавов системы Al–Mg в промышленности, в том числе в ответственных важных узлах, обусловлено повышенными прочностными и эксплуатационными характеристиками. Сплавы этой серии являются деформационно-упрочняемыми [1]. Увеличение процентного содержания магния повышает прочность в статическом и динамическом диапазоне нагружения при незначительном снижении пластических характеристик [2]. При этом повышение прочностных характеристик сплавов системы Al–Mg стандартными методами ограничено. На примере сплава АМг4.5 [3] была показана возможность повышения прочности материала в статическом диапазоне нагружения в три раза с использованием методов интенсивной пластической деформации (ИПД) [4–10]. В экспериментах на динамическое растяжение алюминий-магний-сплав в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии разрушался при напряжениях, меньших своей статической прочности. В первую очередь полученные результаты были связаны с существенным снижением пластических характеристик материала. Также поведение материала в УМЗ состоянии в динамическом диапазоне недостаточно исследовано и, несмотря на то что, как правило, с повышением скорости деформирования увеличивается предельная прочность материала, могут наблюдаться обратные закономерности, связанные со структурно-временными особенностями процесса разрушения [11–15].

В рамках настоящей работы была рассмотрена возможность повышения статической и динамической проч-

ности сплава АМг4.5 посредством применения комбинации методов интенсивной пластической деформации, отжига и дополнительной деформации сплава в УМЗ состоянии.

1. Материал исследования и экспериментальные методики

Алюминиевый сплав АМг4.5 (Al-4.56Mg-0.46Mn-0.32Fe-0.21Si (wt.%)) находился в литом состоянии. Модификация структуры осуществлялась кручением под высоким давлением (КВД) на прессе Walter–Klement GmbH. Первичная КВД обработка на десять оборотов ($n = 10$) была проведена при комнатной температуре под давлением 6 GPa. В результате деформации были сформированы диски диаметром 20 mm и толщиной 1.6 mm. Истинная логарифмическая степень деформации материала на середине радиуса диска составила $e \approx 5.5$ [16].

Дополнительные режимы деформационно-термической обработки включали отжиг при температурах 100–450°C в течение 1 h. Часть образцов была подвергнута дополнительной обработке КВД на 0.25 оборота под давлением 6 GPa, что соответствует истинной деформации $e \approx 1.5$.

Микроструктура материала в различных состояниях была исследована методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и рентгеноструктурного анализа (РСА). Исследования методом ПЭМ проводились на микроскопе Zeiss Libra 200FE, РСА был выполнен на

Таблица 1. Механические свойства образцов сплава АМг4.5

Образцы	HV , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_{UTS} , МПа	τ , μs	δ , %	δ_1 , %
АМг4.5	780 ± 3	120 ± 2	240 ± 5	12	11	8.8
НРТ10	2180 ± 8	725 ± 1	725 ± 2	—	0	0
НРТ10_200С	1990 ± 15	518 ± 2	518 ± 5	3.4	0	0
НРТ10_200С + 0.25	1950 ± 14	329 ± 1	653 ± 3	2.7	2	2

дифрактометре Bruker D8 DISCOVER. Полнопрофильным моделированием методом Паули с использованием программного обеспечения „TOPAS 5.0“ определялись средний размер областей когерентного рассеяния (C) и уровень микроискажений кристаллической решетки ($\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$). Плотность дислокаций определялась по формуле [17]:

$$L_{dis} = \frac{2\sqrt{3}\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}}{C_b},$$

где b — вектор Бюргерса дислокации.

По результатам механических испытаний в квазистатическом диапазоне нагрузок определялись средние значения условного предела текучести ($\sigma_{0.2}$), соответствующего 0.2% деформации, предела прочности (σ_{UTS}), относительного удлинения до разрушения (δ) и относительного равномерного удлинения (δ_1).

Эксперименты на динамическое растяжение выполнялись по методике Кольского с применением разрезных стержней Гопкинсона [18,19] на образцах, аналогичных использованным в условиях квазистатического нагружения, с длиной рабочей части 5 мм и шириной 2 мм. Установка состоит из пневматически нагружающего устройства калибром 30 мм, ударника длиной 400 мм, нагружающего стержня диаметром 20 мм и длиной 3000 мм, а также мерного стержня длиной 1500 мм [3]. Для разгона ударника сжатый воздух нагнетается компрессором в камеру. Вариация скорости ударника осуществляется посредством изменения давления от 3 до 8 бар. В качестве пороговых величин, характеризующих разрушение образца при ударном нагружении, в настоящей работе рассматривается зависимость максимального разрывающего напряжения от скорости роста напряжения. С использованием экспериментальных точек определялся параметр τ , отвечающий за динамическую прочность материала в рамках структурно временного подхода.

Фрактография поверхности разрушенных при одноосном растяжении образцов выполнялась методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе Zeiss AURIGA Laser.

2. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Предел прочности материала после обработки КВД на 10 оборотов повысился относительно прочности

Таблица 2. Результаты структурного анализа

Состояние	d , nm	C , nm	$\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$	L_{dis} , m^{-2}
АМг4.5	41 000	—	0.00016	—
НРТ10	108	20	0.00084	$9.4 \cdot 10^{13}$
НРТ10_200С	191	203.235	0.00018	$1.1 \cdot 10^{13}$
НРТ10_200С + 0.25	135	139	0.0007	$6.4 \cdot 10^{13}$

исходного состояния с 240 до 725 МПа. Условный предел текучести повысился с 120 до 725 МПа, относительное удлинение до разрушения снизилось с 11% до значений, близких к 0%. Высокая прочность материала и отсутствие возможности пластически деформироваться привели к снижению прочности материала с увеличением скорости роста напряжений [3]. С целью повышения пластичности в материале был проведен комплекс температурно-деформационных обработок материала в УМЗ состоянии. Оптимальные характеристики для условий квазистатического и динамического нагружения были получены при дополнительном отжиге материала при температуре 200°C в течение 1 h и последующей обработке КВД на 0.25 оборота под давлением 6 ГПа.

В табл. 1 представлены механические характеристики сплава АМг4.5 в различном структурном состоянии. Видно, что дополнительный отжиг сплава с УМЗ структурой при 200°C понижает прочность материала, но не добавляет пластических свойств. Последующая обработка КВД на 0.25 оборота под давлением 6 ГПа понижает предел текучести до 329 МПа, повышает прочность до 653 МПа при пластической деформации на уровне 2%.

Полученные результаты могут частично быть объяснены изменением параметров структуры, представленных в табл. 2. Первоначальная КВД обработка на 10 оборотов (НРТ10) приводит к существенному измельчению зерна (d), что в сочетании с высоким уровнем микронапряжений негативно влияет на пластичность материала.

При термообработке материала с УМЗ структурой (НРТ10_200С) уровень микронапряжений снижается, но одновременно с этим падает величина плотности дислокаций, которая в значительной мере определяет пластичность и прочность материала. Дополнительная обработка КВД на 0.25 оборота еще больше позволяет снизить уровень микронапряжений и повысить плотность дислокаций. Средний размер зерна в данном состоянии соответствует размеру, свойственному материалу после первоначальной КВД обработки, что и объясняет

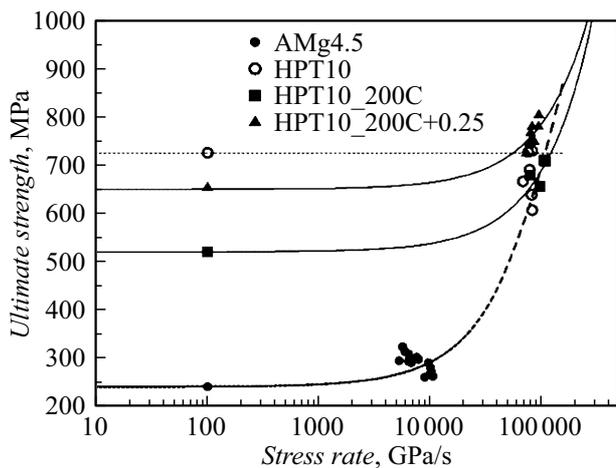


Рис. 1. Экспериментальные и расчетные зависимости максимальной прочности на растяжение от скорости роста напряжения сплава АМг4.5 в исходном КЗ и УМЗ состояниях (маркеры — экспериментальные данные, кривые построены по зависимости (1) с учетом параметров материала из табл. 1).

ет высокую прочность материала (НРТ10_200С + 0.25) законом Холла–Петча [20,21].

Для проверки характеристик новых материалов в условиях ударных нагрузок были проведены эксперименты на динамическое растяжение с применением установки, реализующей схему разрезных стержней Гопкинсона. Было показано, что материал в УМЗ состоянии способен на динамическое упрочнение. На рис. 1 представлены экспериментальные зависимости максимальной прочности на растяжение от скорости роста напряжения сплава АМг4.5 в исходном крупнозернистом (КЗ) и УМЗ состояниях.

Для анализа прочностных характеристик материала в условиях квазистатического и динамического нагружения был применен критерий инкубационного времени [22]:

$$\frac{1}{\tau} \int_{t-\tau}^t \frac{\sigma(s)}{\sigma_{UTS}} ds \leq 1, \quad (1)$$

где t — время, $\sigma(t) = \dot{\sigma}tH(t)$ — зависимость разрывающего напряжения от времени, σ_{UTS} — временное сопротивление разрыву при квазистатическом нагружении, τ — инкубационное время разрушения, отвечающее за динамическую прочность материала. Пороговое значение прочности материала для каждого значения скорости роста напряжения определяется в момент достижения равенства в уравнении (1). Параметр τ вычисляется с применением метода наименьших квадратов (МНК) как оптимальное значение, минимизирующие среднеквадратичное отклонение расчетных значений прочности материала от экспериментальных точек. На рис. 1 для каждого состояния материала построены по зависимости (1) с учетом параметров материала из табл. 1 расчетные кривые, иллюстрирующие максималь-

ную прочность материала на растяжение в зависимости от изменения скорости роста напряжения.

Наибольшую динамическую прочность в терминах инкубационного времени имеет алюминиевый сплав в исходном состоянии. На рис. 2, *a* представлена общим планом поверхность разрушения образца в условиях ударной нагрузки. На рис. 2, *b* видно, что поверхность разрушения образована микропорами с неоднородным распределением формы и размера. В отдельных областях на поверхности разрушения можно отметить наличие участков микрорастрескивания, отмеченных рамкой. Это указывает на активацию ограниченного числа мест зарождения микропор. При этом области пластического деформирования составляют большую часть поверхности разрушения. Возвращаясь к анализу данных, представленных на рис. 1, можно отметить, что выявленные особенности разрушения материала в области динамического деформирования приводят к ограничению пороговых значений скорости роста напряжения и прочности, что существенно ниже реакции материалов в УМЗ состояниях. Инерционность материала ограничивается неоднородным образованием и распределением зон пластичности, что приводит к разрушению образцов при напряжениях, не превышающих 350 МПа.

Поверхность разрушения сплава АМг4.5 после КВД обработки на 10 оборотов в условиях динамического растяжения общим планом представлена на рис. 3, *a*. Разрушение можно охарактеризовать как хрупкое межзеренное, поскольку ямки на поверхности образца имеют равномерный рисунок с характерными размерами 100–300 нм (рис. 3, *b*), что соответствует размеру зерна в материале после КВД обработки на 10 оборотов. Также стоит отметить, что при прохождении ударной волны в локальных областях могут формироваться экстремальные значения усилий, что в условиях отсутствия возможности реализации механизмов пластической деформации и приводит к разрушению образцов в случае повышения скорости деформации при значениях напряжений, существенно ниже пороговых величин, полученных в условиях квазистатического нагружения.

Дополнительная термообработка материала с УМЗ структурой при 200°С в течение 1 h приводит к снижению прочности материала до 520 МПа в квазистатическом диапазоне нагрузок и изменению характера разрушения в условиях ударного нагружения. На рис. 4, *a* представлена поверхность разрушения образца в условиях ударной нагрузки. На рис. 4, *b* при увеличении можно видеть ямочный характер разрушения с локальными областями хрупкого выкрашивания.

Дополнительная КВД обработка материала с УМЗ структурой привела к повышению статической прочности материала до 653 МПа и появлению пластичности, что является необходимым условием при деформировании материала в условиях высокоскоростных ударных нагрузок. Поверхность разрушения общим планом представлена на рис. 5, *a*. На рис. 5, *b* видно, что поверхность образована равномерными ямками с локальным

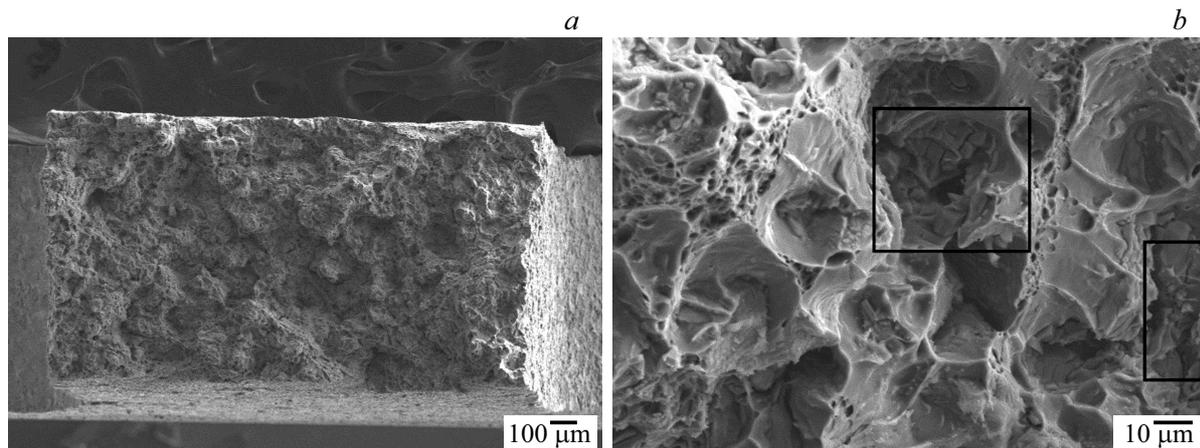


Рис. 2. Данные СЭМ. Поверхность разрушения сплава АМг4.5 в исходном КЗ состоянии в условиях динамического растяжения.

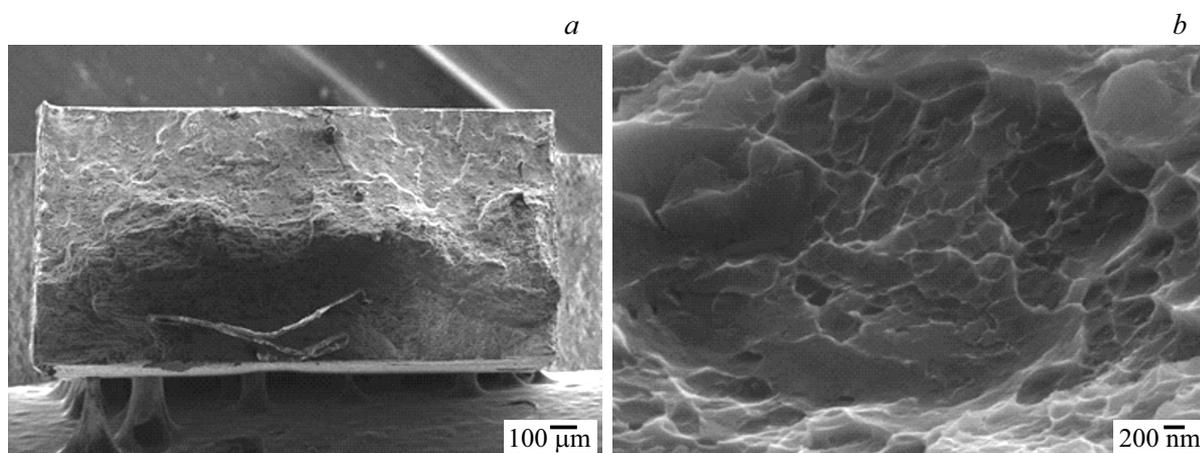


Рис. 3. Данные СЭМ. Поверхность разрушения образцов из НРТ10 в условиях динамического растяжения.

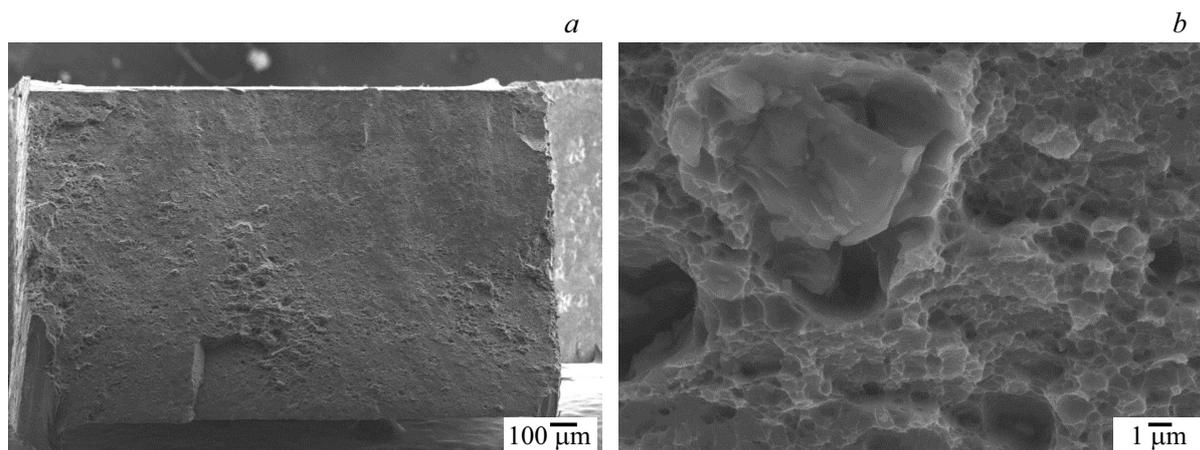


Рис. 4. Данные СЭМ. Поверхность разрушения образцов НРТ10_200С в условиях динамического растяжения.

объединением пор, в глубине которых просматриваются участки хрупкого выкрашивания. Комбинация высокой прочности и пластичности в материале позволяет в случае ударного нагружения достигать значений прочности 850 МПа, что на 30% превышает экстремальные

значения, полученные в условиях квазистатического деформирования.

Анализируя данные, представленные на рис. 1, и динамическую прочность материалов в терминах инкубационного времени, можно сделать вывод о том,

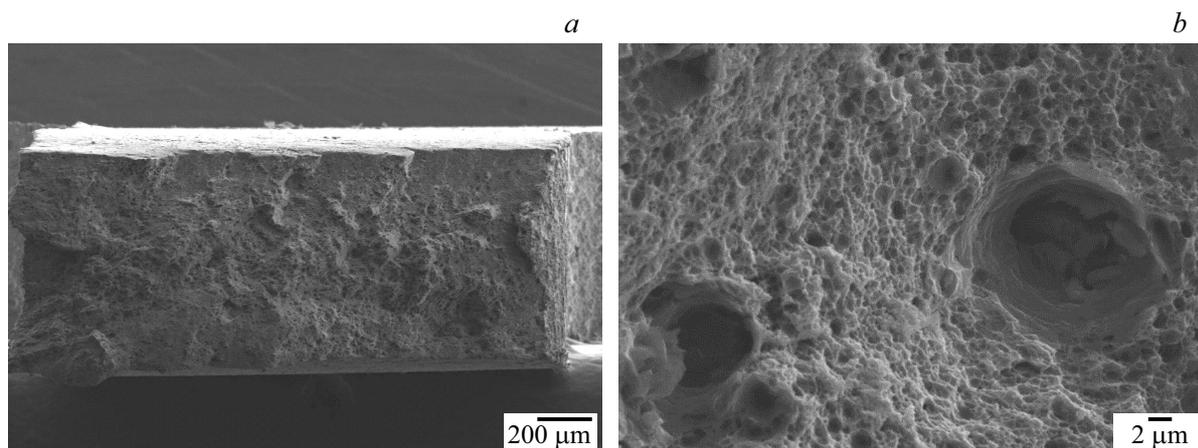


Рис. 5. Данные СЭМ. Поверхность разрушения образцов NPT10_200C + 0.25 в условиях динамического растяжения.

что, несмотря на существенное изменение структуры и свойств алюминиевого сплава АМг4.5 в ходе деформационной обработки, его поведение в условиях ударного нагружения предсказуемо. Реакция материала с УМЗ структурой на ударное воздействие можно описать расчетной кривой, построенной по критерию инкубационного времени с учетом параметров материала с КЗ структурой ($\sigma_{UTS} = 240$ МПа, $\tau = 12 \mu\text{s}$).

Заключение

Обработка КВД деформационно-упрочняемого алюминиевого сплава АМг4.5 позволила существенно повысить предел прочности материала (в ~ 3 раза), при этом произошла полная потеря пластичности и динамической прочности материала. Повышение пластичности (до $\sim 2\%$) при сохранении высокого предела прочности было получено посредством дополнительной деформационно-термической обработки, включающей отжиг при 200°C в течение 1 h и дополнительную деформацию кручением на 0.25 оборотов. Показано, что одновременное достижение прочности и пластичности получено за счет введения в структуру дополнительной плотности дислокаций.

В экспериментах на динамическое растяжение с использованием установки, реализующей методику Кольского, модифицированный таким образом материал проявил эффект упрочнения с ростом скорости деформации. Анализ фрактографии поверхности разрушенных образцов не выявил явных признаков межзеренного разрушения. Наиболее вероятно, что введенная в структуру плотность дислокаций по большей части сосредоточилась на границах зерен, что позволило реализовать механизмы пластического деформирования в условиях ударного нагружения.

С использованием критерия инкубационного времени для экспериментальных данных в области квазистатического и динамического нагружения сплава с КЗ и УМЗ

структурами были определены параметры материала и построены расчетные зависимости максимальной прочности на растяжение от скорости роста напряжения. Получено хорошее соответствие расчетных кривых экспериментальным точкам во всем диапазоне изменения параметров внешнего нагружения.

Благодарности

Механические и структурные исследования проведены с использованием оборудования лаборатории СПбГУ „Механики перспективных массивных наноматериалов для инновационных инженерных приложений“, ресурсных центров Научного парка СПбГУ „Исследование экстремальных состояний материалов и конструкций“, „Нанотехнологии“ и „Рентгенодифракционные методы исследования“.

Финансирование работы

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ (№ 19-31-60031).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] L.F. Mondolfo. *Aluminum Alloys: Structure and Properties* (Elsevier, 2013)
- [2] A.D. Evstifeev, G.A. Volkov. *Procedia Structural Integrity*, **28**, 2261 (2020). DOI: 10.1016/j.prostr.2020.11.059
- [3] А.Д. Евстифеев. *ЖТФ*, **92** (9), 1349 (2022). DOI: 10.21883/JTF.2022.09.52926.33-22
- [4] Y. Zhu, R.Z. Valiev, T.G. Langdon, N. Tsuji, K. Lu. *MRS Bull.*, **35**, 97 (2010). DOI: 10.1557/mrs2010.702
- [5] Y. Estrin, A. Vinogradov. *Acta Mater*, **61** (3), 782 (2013). DOI: 10.1016/j.actamat.2012.10.038

- [6] T.G. Langdon. *Acta Mater.*, **61** (19), 7035 (2013). DOI: 10.1016/j.actamat.2013.08.018
- [7] I. Sabirov, M.Yu. Murashkin, R.Z. Valiev. *Mater. Sci. Eng. A*, **560**, 1 (2013). DOI: 10.1016/j.msea.2012.09.020
- [8] M. Kawasaki, T.G. Langdon. *J. Mater. Sci.*, **49**, 6487 (2014). DOI: 10.1007/s10853-014-8204-5
- [9] А.М. Мавлютов, Т.А. Латынина, М.Ю. Мурашкин, Р.З. Валиев, Т.С. Орлова. *ФТТ*, **59** (10), 1949 (2017). DOI: 10.21883/FTT.2017.10.44964.094 [А.М. Mavlyutov, T.A. Latynina, M.Yu. Murashkin, R.Z. Valiev, T.S. Orlova. *Physics Solid State*, **59** (10), 1970 (2017). DOI: 10.1134/S1063783417100274]
- [10] R.Z. Valiev, I.V. Alexandrov, Y.T. Zhu, T.C. Lowe. *J. Mater. Res.*, **17**, 5 (2002). DOI: 10.1557/JMR.2002.0002
- [11] G.V. Stepanov, V.V. Astanin, V.I. Romanchenko, A.P. Vashchenko, V.M. Tokarev, B.D. Chukhin, Y.P. Guk. *Strength Mater.*, **15**, 220 (1983). DOI: 10.1007/BF01523474
- [12] A.A. Gruzdkov, E.V. Sitnikova, N.F. Morozov, Y.V. Petrov. *Mathematics and Mechanics of Solids*, **14**, 72 (2009). DOI: 10.1177/1081286508092603
- [13] А.А. Груздков, С.И. Кривошеев, Ю.В. Петров. *ФТТ*, **45** (5), 842 (2003). [A.A. Gruzdkov, S.I. Krivosheev, Y.V. Petrov. *Physics Solid State*, **45**, 886 (2003). DOI: 10.1134/1.1575328]
- [14] G.I. Kanel, S.V. Razorenov, A.A. Bogatch, A.V. Utkin, V.E. Fortov, D.E. Grady. *J. Appl. Phys.*, **20**, 467 (1997). DOI: 10.1016/S0734-743X(97)87435-0
- [15] Г.В. Гаркушин, Г.И. Канель, С.В. Разоренов. *ФТТ*, **52**, 2216 (2010). [G.V. Garkushin, G.I. Kanel', S.V. Razorenov. *Physics Solid State*, **52**, 2369 (2010). DOI: 10.1134/S1063783410110247]
- [16] A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon. *Prog. in Mater. Sc.*, **53** (6), 893 (2008). DOI: 10.1016/j.pmatsci.2008.03.002
- [17] G.K. Williamson, R.E. Smallman. *Phil. Mag.*, **1**, 34 (1956). DOI: 10.1080/14786435608238074
- [18] H. Kolsky. *Proceed. Phys. Society*, **62**, 676 (1949).
- [19] A.M. Bragov, A.K. Lomunov. *Int. J. Impact. Engin.*, **16** (2), 321 (1995). DOI: 10.1016/0734-743X(95)93939-G
- [20] E.O. Hall. *Proceed. Phys. Society, Section B*, **64**, 747 (1951).
- [21] N.J. Petch. *Acta Crystallographica*, **6**, 96 (1953). DOI: 10.1107/S0365110X53000260
- [22] Yu.V. Petrov, *Dokl. Akademii Nauk*, 395 (5), 621 (2004).