

05

Особенности динамического разрушения алюминиевого сплава АМг4.5 в ультрамелкозернистом состоянии

© А.Д. Евстифеев^{1,2}

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

603022 Нижний Новгород, Россия

² Санкт-Петербургский государственный университет,

199034 Санкт-Петербург, Россия

e-mail: ad.evstifeev@gmail.com

Поступило в Редакцию 11 февраля 2022 г.

В окончательной редакции 16 мая 2022 г.

Принято к публикации 17 мая 2022 г.

Рассмотрены особенности разрушения алюминиевого сплава АМг4.5 в условиях динамического растяжения образцов по методике Кольского с использованием разрезных стержней Гопкинсона. Представлены экспериментальные и теоретические данные по определению прочностных характеристик сплава в исходном крупнозернистом и ультрамелкозернистом состояниях. Показано, что высокая степень деформации материала, полученная в процессе интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением, оказывает негативное влияние на динамическую прочность материала.

Ключевые слова: динамическая прочность, критерий инкубационного времени, разрезные стержни Гопкинсона, интенсивная пластическая деформация.

DOI: 10.21883/JTF.2022.09.52926.33-22

Введение

Применение алюминиевых сплавов в промышленности обусловлено повышенными прочностными и эксплуатационными характеристиками. Кроме этого, использование этого металла значительно облегчает вес всех конструкций. К примеру, сплавы системы Al–Mg характеризуются сочетанием удовлетворительной прочности и хорошей пластичности. Они также имеют потенциал к повышению прочностных характеристик за счет деформационного упрочнения [1]. В качестве перспективного направления в области деформационной обработки материалов, позволяющего сформировать в материале уникальные свойства, можно выделить методы интенсивной пластической деформации (ИПД). В последние годы было выполнено много исследований на чистом алюминии и сплавах на его основе, подвергнутых ИПД [2–8]. Было показано, что ИПД позволяет повысить прочность материала за счет измельчения зерна и формирования особой структуры. В ряде случаев были получены материалы с повышенными и даже выдающимися значениями прочности и пластичности [9,10]. При этом подавляющее большинство экспериментов, подтверждающих выдающиеся свойства новых материалов, были получены в квазистатических условиях нагружения. Динамическое нагружение для данного типа материалов практически не рассматривается.

Одной из особенностей динамического тестирования является высокая вариативность результатов в зависимости от скорости нагружающего воздействия [11–17], а также прочих факторов, влияющих на характеристики

материала. Изучение литературы показывает, что динамическая прочность и процессы разрушения наноматериалов в широком диапазоне скоростей деформации недостаточно изучены, а имеющиеся результаты противоречивы. Например, имеются сообщения о более высокой ударной вязкости УМЗ материалов, чем их крупнозернистых аналогов [18,19], и наоборот [20].

В настоящей работе представлены результаты экспериментальных исследований деформационных и прочностных свойств алюминиевого сплава АМг4.5 в исходном крупнозернистом (КЗ) и в ультрамелкозернистом (УМЗ) состояниях при различных скоростных режимах нагружения. Эксперименты на динамическое растяжение выполнялись на ударной установке, адаптированной к испытаниям малых образцов, по методике Кольского с применением разрезных стержней Гопкинсона.

1. Материал и методы исследований

В настоящей работе рассматривается алюминиевый сплав АМг4.5 (Al–4.56Mg–0.46Mn–0.32Fe–0.21Si (wt.%)). Исходный материал находился в литом состоянии. Модификация структуры осуществлялась посредством кручения под высоким давлением (КВД) на прессе Walter-Klement GmbH. Первичная КВД обработка на 10 оборотов 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 деформа-

ции материала на середине радиуса диска составила $e \approx 5.5$ [21].

Микроструктура материала в УМЗ состоянии была исследована методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе Zeiss Libra 200FE.

Механические испытания на растяжение выполнялись с постоянной скоростью деформации $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ на образцах с геометрическими размерами рабочей части 5 mm в длину и 2 mm в ширину. По результатам механических испытаний определялись средние значения условного предела текучести ($\sigma_{0.2}$), соответствующего 0.2% деформации, предела прочности (σ_{UTS}), относительного удлинения до разрушения (δ). Фрактография поверхности разрушенных при одноосном растяжении образцов выполнялась методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе Zeiss AURIGA Laser.

Эксперименты на динамическое растяжение выполнялись по методике Кольского с применением разрезных стержней Гопкинсона [22,23] на образцах, аналогичных использованному в условиях квазистатического нагружения. Установка состоит из пневматически нагружающего устройства калибром 27 mm, ударника длиной 400 mm, нагружающего стержня диаметром 16 mm и длиной 3000 mm, а также мерного стержня — 1500 mm [24]. Для разгона ударника сжатый воздух нагнетается компрессором в камеру. Вариация скорости ударника осуществляется посредством изменения давления от 3 до 6 bar. После открытия клапана ударник разгоняется и бьет по наковальне, жестко связанной с нагружающим стержнем. В нагружающем стержне формируется импульс растяжения, регистрируемый тензорезисторами. Прошедший через образец импульс регистрируется аналогичным образом на опорном стержне. Поскольку образец имеет малую длину, а время прохождения волны по длине образца существенно меньше длительности нагружающего импульса, то напряженно-деформированное состояние образца близко фиксируемому в условиях квазистатического нагружения, но протекающего с высокими скоростями деформации. Таким образом, имеется возможность подсчета напряжений и деформаций в образце с использованием полученных импульсов [23].

В качестве пороговых величин, характеризующих разрушение образца при ударном нагружении в настоящей работе рассматривается зависимость максимального разрывающего напряжения от скорости роста напряжения. Методика анализа данных испытаний, включающая автоматизированный алгоритм оцифровки массива экспериментальных данных и оценки скоростной зависимости прочности приведена в [24].

2. Экспериментальные результаты и их обсуждение

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

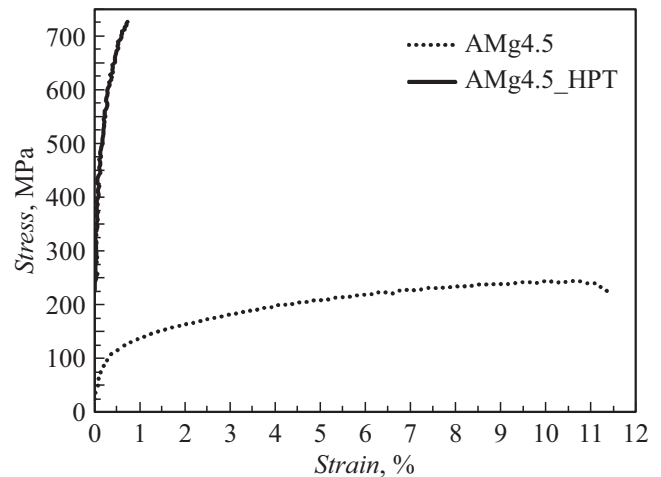


Рис. 1. Кривые напряжения–деформации для испытания на растяжение для материала в исходном состоянии и после КВД обработки на 10 оборотов со скоростью деформации $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

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%. Диаграммы деформирования материалов в исходном состоянии и после КВД обработки на 10 оборотов представлены на рис. 1. Высокая прочность материала после КВД обусловлена законом Холла–Петча [25,26]. Средний размер зерна равен 110 nm, что существенно меньше среднего размера зерна 41 μm для материала в исходном КЗ состоянии. Средний размер зерен определялся методом секущих по выборке из более чем 250 зерен.

Образцы после КВД обработки разрушились хрупко, практически без пластической деформации (рис. 2), в то время как для материала в исходном состоянии характерны обширные зоны пластического деформирования с сильно выраженной рельефной структурой на поверхности разрушения (рис. 3).

Эксперименты на динамическое растяжение с применением установки, реализующей схему разрезных стержней Гопкинсона, показали, что повышение скорости деформации для алюминиевого сплава в исходном состоянии приводит к увеличению пороговых характеристик прочности (рис. 4) на 15–30% относительно величин, полученных в условиях квазистатического нагружения. Для сплава после КВД обработки на 10 оборотов, напротив, характерно снижение пороговых характеристик прочности на 5–20% относительно величин, полученных в условиях квазистатического нагружения. Условия эксперимента для материала в КЗ и УМЗ состояниях были идентичны.

Для анализа прочностных характеристик материала в исходном состоянии хорошо применим критерий инку-

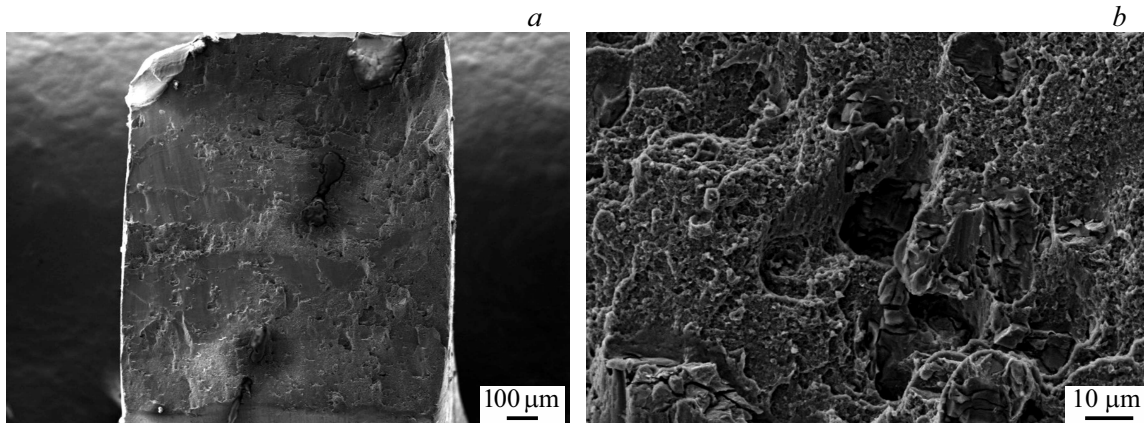


Рис. 2. Данные СЭМ. Поверхность разрушения сплава АМг4.5 после КВД обработки на 10 оборотов.

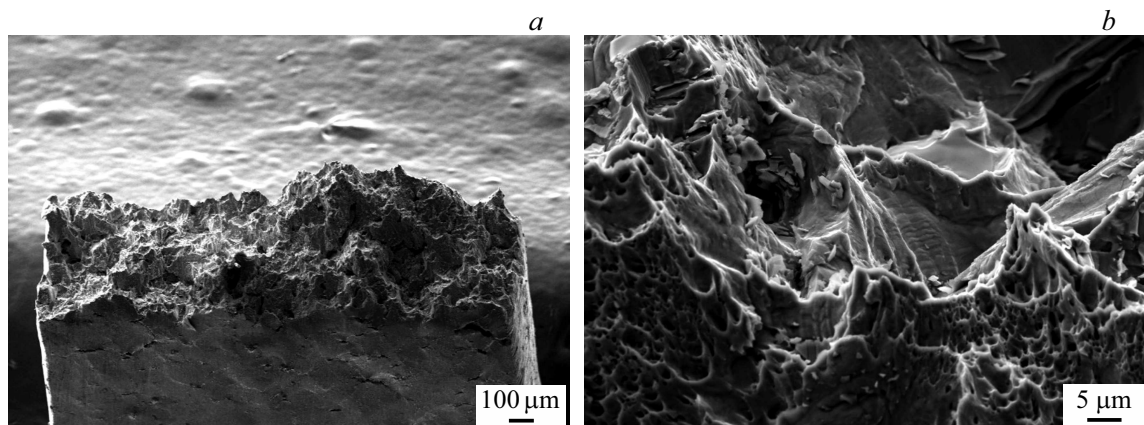


Рис. 3. Данные СЭМ. Поверхность разрушения сплава АМг4.5 в исходном КЗ состоянии.

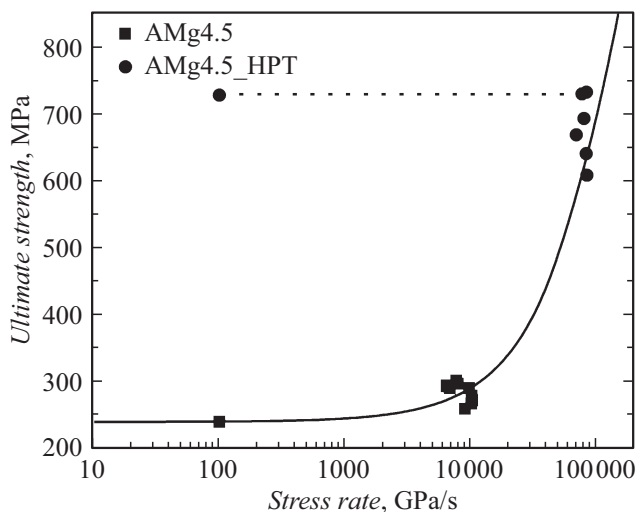


Рис. 4. Экспериментальные зависимости максимальной прочности на растяжение от скорости роста напряжения сплава АМг4.5 в исходном КЗ состоянии и после КВД обработки на 10 оборотов. Расчетная кривая построена по формуле (1) с использованием параметров $\sigma_{UTS} = 240$ МПа и $\tau = 10 \mu s$ для материала в КЗ состоянии.

бационного времени [27]:

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

где t — время, σ — зависимость разрывающего напряжения от времени, σ_{UTS} — в ременное сопротивление разрыву при квазистатическом нагружении, τ — инкубационное время разрушения, отвечающее за динамическую прочность материала. При условии постоянной скорости роста напряжений $\dot{\sigma}$ в образце до момента разрушения или начала процессов необратимого деформирования скоростная зависимость критического уровня напряжений может быть вычислена по следующей формуле:

$$\sigma_*(\dot{\sigma}) = \begin{cases} \sigma_{UTS} + \frac{\tau}{2} \dot{\sigma}, & \dot{\sigma} \leq \frac{2\sigma_{UTS}}{\tau}, \\ \sqrt{2\sigma_{UTS}\tau \dot{\sigma}}, & \dot{\sigma} > \frac{2\sigma_{UTS}}{\tau}. \end{cases} \quad (2)$$

С помощью метода наименьших квадратов (МНК) можно вычислить оптимальное значение параметра τ , минимизирующее среднеквадратичное отклонение расчетной зависимости (2) от экспериментальных точек, представленных на рис. 4. Расчетная зависимость разрывающего порогового напряжения от скорости роста

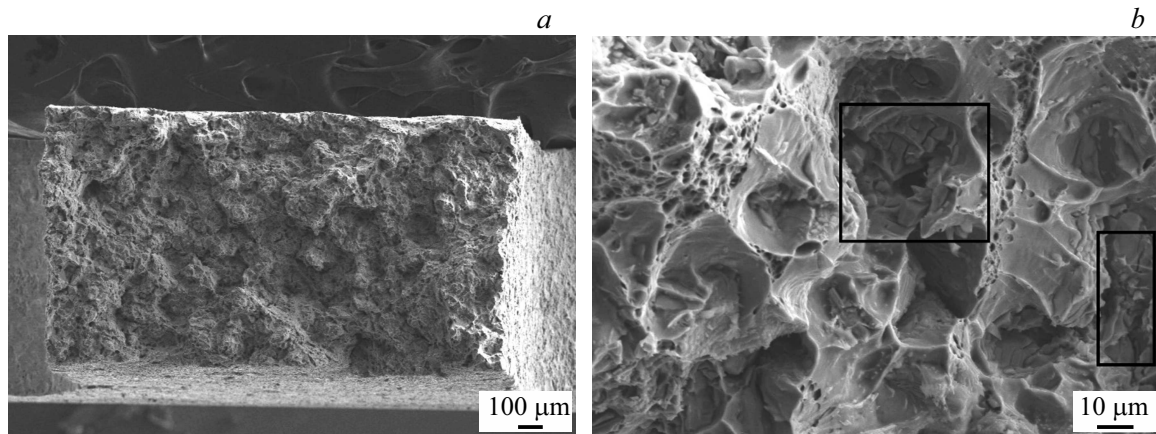


Рис. 5. Данные СЭМ. Поверхность разрушения сплава АМг4.5 в исходном КЗ состоянии в условиях динамического растяжения.

напряжения для сплава АМг4.5 в исходном состоянии представлена на рис. 4. В качестве параметров материала были использованы $\sigma_{UTS} = 240$ МПа и $\tau = 10$ μ s.

Для экспериментальных данных по динамическому растяжению алюминиевого сплава АМг4.5 после КВД обработки на 10 оборотов в рамках применяемого критерия разрушения невозможно построить расчетную зависимость по причине охрупчивания материала при превышении некоторого порога по скорости роста напряжения и тем самым снижения прочностных характеристик относительно пороговых значений, полученных в условиях квазистатического нагружения. Несмотря на это, видно, что экспериментальные точки в динамической области имеют хорошее соответствие расчетной кривой, построенной для АМг4.5 в исходном КЗ состоянии для более высоких значений скорости роста напряжений. Данный факт позволяет сделать предположение о схожих механизмах деформирования для материала в УМЗ состоянии и материала в КЗ состоянии при высоких скоростях деформирования. Для сплава АМг4.5 в исходном КЗ состоянии достижение скоростей роста напряжения, а тем самым и пороговых значений прочности, полученных при ударном испытании сплава в УМЗ состоянии, невозможно по причине высокой пластичности материала. То есть он обладает низкой инерционностью и способен релаксировать возникающие напряжения за короткий промежуток времени за счет перехода упругой деформации в пластическую. Полученный методом ИПД материал, напротив, характеризуется практически полным отсутствием пластичности, что выражается в невозможности активизации процессов динамического упрочнения. Данная особенность приводит к разрушению материала при достижении характерных пороговых величин скорости роста напряжений, при которых материал в определенных условиях был бы способен демонстрировать рост пороговых прочностных характеристик с ростом скорости деформации.

Анализируя поверхность разрушения сплава АМг4.5 в исходном КЗ состоянии в условиях динамического

растяжения (рис. 5), можно отметить неоднородность в распределении формы и размеров микропор. Соседние микропоры срастаются и увеличиваются до большего размера в локальных областях. В отдельных областях на поверхности разрушения можно отметить наличие участков микрорастрескивания (рис. 5, b), отмеченных рамкой, что не наблюдается в условиях квазистатического нагружения (рис. 3). Это указывает на активацию ограниченного числа мест зарождения микропор. При этом области пластического деформирования составляют большую часть поверхности разрушения.

Поверхность разрушения сплава АМг4.5 после КВД обработки на 10 оборотов, в условиях динамического растяжения (рис. 6) характеризуется хрупким разрушением. На поверхности разрушения можно выделить области материала с выкрашиванием, являющимися локальными концентраторами напряжений в случае динамического растяжения. Также разрушение можно охарактеризовать как межзеренное (рис. 7), поскольку ямки на поверхности образца имеют равномерный рисунок с характерными размерами 100–300 нм, что соответствует размеру зерна в материале после КВД обработки на 10 оборотов.

Снижение пороговых значений прочности у материала с УМЗ структурой в области динамических нагрузок по сравнению с квазистатическим режимом нагружения можно объяснить как наличием концентраторов напряжений в виде частиц вторичных фаз [28], так и различным масштабным уровнем разрушения. Поскольку для ударного растяжения на установке, использующей схему разрезных стрежней Гопкинсона, характерна линейно возрастающая во времени нагрузка, то наличие концентраторов напряжений в материале с УМЗ структурой в виде вторичных фаз и склонность материала к хрупкому разрушению позволяет реализовать разрушение в локальном объеме материала в окружении концентратора напряжений при напряжениях, меньших пороговых, определенных в условиях квазистатического нагружения.

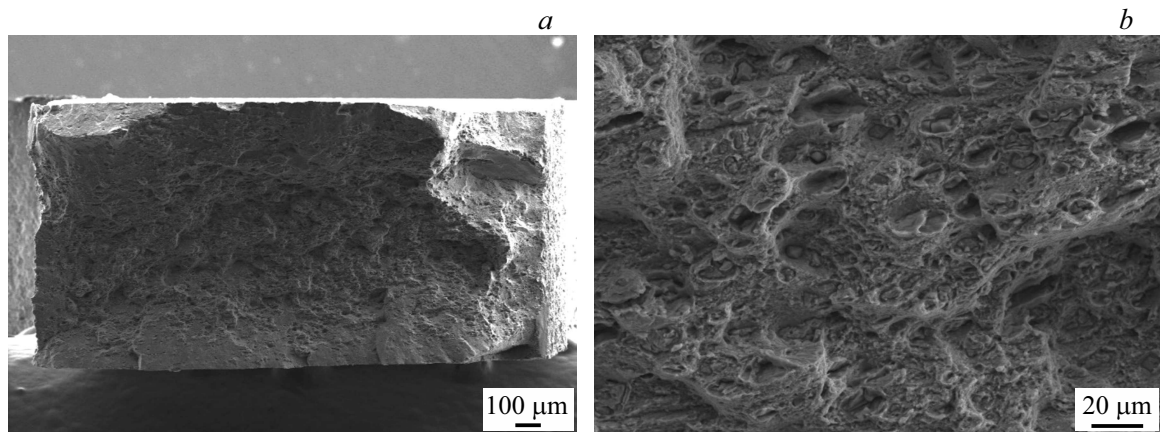


Рис. 6. Данные СЭМ. Поверхность разрушения сплава АМг4.5 после КВД обработки на 10 оборотов, в условиях динамического растяжения.

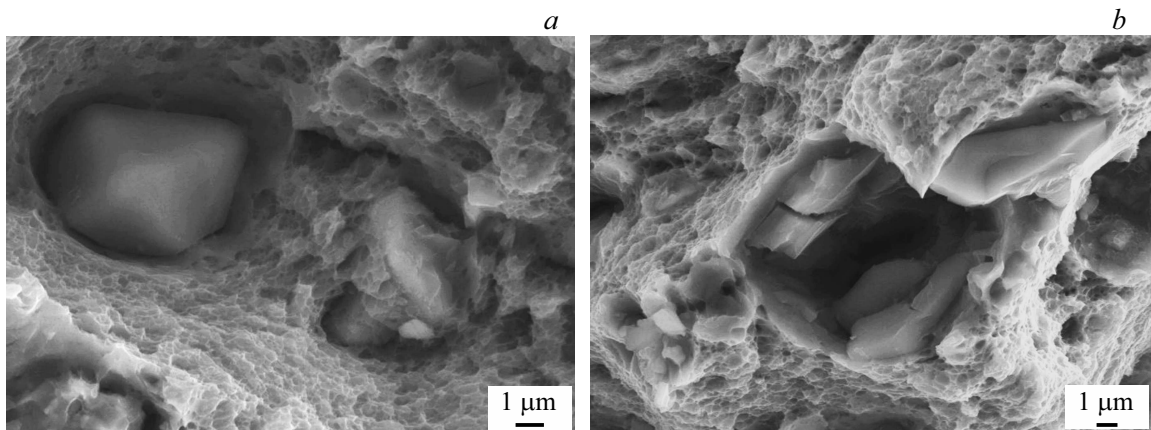


Рис. 7. Данные СЭМ. Поверхность разрушения сплава АМг4.5 после КВД обработки на 10 оборотов в условиях динамического растяжения.

Заключение

В работе на примере алюминиевого сплава АМг4.5 предложен подход, основанный на КВД обработке, для повышения прочностных характеристик материала. Предел прочности материала был повышен с 240 до 725 МПа в условиях квазистатического нагружения, но при этом произошла полная потеря пластичности.

В экспериментах на динамическое растяжение с использованием установки, реализующей методику Кольского с использованием разрезных стержней Гопкинсона, алюминиевый сплав в КЗ состоянии проявил эффект упрочнения с ростом скорости деформации. Сплав в УМЗ состоянии, напротив, с ростом скорости приложения нагрузки разрушался при напряжениях, меньших своей статической прочности.

С использованием критерия инкубационного времени для экспериментальных данных в области квазистатического и динамического нагружения сплава в КЗ состоянии были определены параметры материала и построены расчетные зависимости максимальной прочности на рас-

тяжение от скорости роста напряжения. Получено хорошее соответствие расчетной кривой экспериментальным точкам.

Показано, что высокая степень деформации материала, полученная в процессе интенсивной пластической деформации сплава АМг4.5, оказывает негативное влияние на динамическую прочность материала. С ростом скорости приложения нагрузки материал с УМЗ структурой охрупчивается, однако экспериментальные точки в динамической области имеют хорошее соответствие расчетной кривой, построенной для АМг4.5 в исходном КЗ состоянии.

Благодарности

Механические и структурные исследования проведены с использованием оборудования лаборатории СПбГУ „Механики перспективных массивных наноматериалов для инновационных инженерных приложений“, ресурсного центра Научного парка СПбГУ „Нанотехнологии“.

Финансирование работы

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

Конфликт интересов

Автор заявляет, что у него нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] L.F. Mondolfo. *Aluminum Alloys: Structure and Properties* (Elsevier, 2013)
- [2] H. Miyamoto, K. Ota, T. Mimaki. *Scripta Mater.*, **54**, 1721 (2006).
- [3] B. Talebanpour, R. Ebrahimi, K. Janghorban. *Mater. Sci. Eng. A*, **527**, 141 (2009).
- [4] I. Sabirov, M.Yu. Murashkin, R.Z. Valiev. *Mater. Sci. Eng. A*, **560**, 1 (2013).
- [5] R.Z. Valiev, M.Yu. Murashkin, I. Sabirov. *Scripta Mater.*, **76**, 13 (2014).
- [6] A.M. Mavlyutov, I.A. Kasatkin, M.Y. Murashkin, R.Z. Valiev, T.S. Orlova. *Phys. Solid State*, **57**, 2051 (2015).
- [7] X. Huang, N. Hansen, N. Tsuji. *Science*, **312**, 249 (2006).
- [8] N. Kamikawa, X. Huang, N. Tsuji, N. Hansen. *Acta Mater.*, **57**, 4198 (2009).
- [9] A.M. Mavlyutov, T.A. Latynina, M.Yu. Murashkin, R.Z. Valiev, T.S. Orlova. *Phys. Solid State*, **59**, 1970 (2017).
- [10] R.Z. Valiev, I.V. Alexandrov, Y.T. Zhu, T.C. Lowe. *J. Mater. Res.*, **17**, 5 (2002).
- [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).
- [12] А.М. Брагов, А.К. Ломунов. *ПМТФ*, **5**, 168 (1988).
- [13] А.М. Брагов, В.Л. Karihaloo, Yu.V. Petrov, A.Yu. Konstantinov, D.A. Lamzin, A.K. Lomunov, I.V. Smirnov. *J. Appl. Mech. Tech. Phys.*, **53**, 926 (2012).
- [14] A.A. Gruzdkov, E.V. Sitnikova, N.F. Morozov, Y.V. Petrov. *Math. Mech. Solids*, **14**, 72 (2009).
- [15] A.A. Gruzdkov, S.I. Krivosheev, Y.V. Petrov. *Phys. Solid State*, **45**, 886 (2003).
- [16] G.I. Kanel, S.V. Razorenov, A.A. Bogatch, A.V. Utkin, V.E. Fortov, D.E. Grady. *J. Appl. Phys.*, **20**, 467 (1997).
- [17] Г.В. Гаркушин, Г.И. Канель, С.В. Разоренов. *ФТТ*, **52**, 2216 (2010).
- [18] J.S. Liao, M. Hotta, K. Kaneko, K. Kondoh. *Scr. Mater.*, **61**, 208 (2009).
- [19] G. Purcek, O. Saray, I. Karaman, T. Kucukomeroglu. *Mater. Sci. Eng. A*, **490**, 403 (2008).
- [20] A.A. Karimpoor, K.T. Aust, U. Erb. *Scr. Mater.*, **56**, 201 (2007).
- [21] A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon. *Prog. Mater. Sci.*, **53**, 893 (2008).
- [22] H. Kolsky. *Proc. Phys. Soc.*, **62**, 676 (1949).
- [23] A.M. Bragov, A.K. Lomunov. *Int. J. Impact. Engng.* **16** (2), 321 (1995).
- [24] А.Д. Евстифеев, Г.А. Волков. *ЖТФ*, **92** (2), 274 (2022). DOI: 10.21883/JTF.2022.02/52017.250-21
- [25] E.O. Hall. *Proc. Phys. Soc. B*, **64**, 747 (1951).
- [26] N.J. Petch. The Orientation Relationships Between Cementite and α -iron. *Acta Crystallographica*, **6**, 96 (1953).
- [27] Ю.В. Петров. *ДАН*, **395** (5), 621 (2004).
- [28] M.Y. Murashkin, N.A. Enikeev, V.U. Kazykhanov, I. Sabirov. *Rev. Adv. Mater. Sci.*, **35**, 75 (2013).