01,14

Поведение магниевого сплава Mg-9Gd-4Y-1Zn-0.5Zr в широком интервале скоростей деформации

© С.А. Атрошенко[1,2], М.Н. Антонова[1,2], S. Zhao[2], L. Xu[2], Р.В. Лукашов[2], Ю.В. Петров[1,2]

[1] Федеральное государственное учреждение науки Институт проблем машиноведения РАН,
Санкт-Петербург, Россия
[2] Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия

E-mail: satroshe@mail.ru

Поступила в Редакцию 23 сентября 2025 г.
В окончательной редакции 17 октября 2025 г.
Принята к публикации 17 октября 2025 г.

Проведено изучение магниевого сплава Mg-9Gd-4Y-1Zn-0.5Zr (mass.%), полученного методом прямого литья под давлением с охлаждением и последующей гомогенизацией при 510 °C в течение 12 h и закалкой в воде. Затем сплав экструдировали при 350 °C с коэффициентом экструзии 10 при скорости плунжера 1 mm/s. Статические испытания сплава выполнены на машине Instron с двумя скоростями деформации: 10^{-3} и $10^{-1}\,s^{-1}$. Динамические исследования проводились методом Тейлора, а также методом Гопкинсона. Выполнен анализ изменения характеристик и микроструктуры этого сплава в интервале скоростей деформации, охватывающем как статические, так и динамические скорости нагружения. Выявлены микромеханизмы деформирования и разрушения магниевого сплава.

Ключевые слова: легкий сплав, статическое и динамическое нагружение, микромеханизмы деформирования и разрушения.

DOI: 10.61011/FTT.2025.10.61957.261-25

1. Введение

Магниевые сплавы привлекают исследователей благодаря их малой плотности по сравнению с другими металлами, что может быть использовано в автомобильной и аэрокосмической области для снижения веса устройств. Редкоземельные магниевые сплавы, легированные гадолинием (Gd), иттрием (Y), цинком (Zn) и цирконием (Zr), представляют особый интерес ввиду их высокого потенциала в областях, требующих сочетания высокой прочности и термической стабильности [1]. Один из представителей этой группы, сплав Mg-9Gd-4Y-1Zn-0.5Zr (mass.%), относящийся к системе Mg-*RE*-Zn-Zr, где *RE* — редкоземельный элемент, широко исследуется в качестве основы для конструкционных материалов нового поколения. После горячей экструзии структура сплава характеризуется преимущественным образованием пластинчатой фазы с долгопериодной упорядоченной укладкой (long-period stacking ordered, LPSO), формирующейся преимущественно вдоль направления деформации. Эти фазы могут существовать как в виде частиц, вытянутых в направлении экструзии, так и в виде внутрикристаллических включений, особенно в случае высоких концентраций Zn и редкоземельных элементов. Наличие фаз LPSO способствует армированию матрицы и повышению сопротивления скольжению и сдвигу, что выражается в улучшении прочностных характеристик. Например, в сплавах Mg-10Gd-3Y-1.5Zn-0.5Zr внутри зерен обнаружен непрерывный комплекс пластинчатых LPSO и мелких дефектов упаковки (stacking faults, SF), что обеспечивает высокую прочность на растяжение даже при температурах до 300 °C [2].

Экструзия также способствует развитию динамической рекристаллизации, приводящей к образованию равноосных зерен ($\sim 1-5\,\mu$m), размер которых варьируется в зависимости от условий деформации и предварительной термической обработки. Zr играет дополнительную роль в рекристаллизации, обеспечивая зарождение новых зерен и ограничивая их рост за счет своей тенденции к неоднородному распределению по границам зерен [3].

В связи со значительной зависимостью растворимости Gd и Y в твердом растворе матрицы α-Mg от температуры, степень упрочнения при старении может регулироваться выделением β'-фазы (метастабильного выделения Mg-Gd/Y) [4]. Образование фаз LPSO и выделений γ' (метастабильных выделений Mg-Gd/Y-Zn) происходит в результате добавления атомов Zn к сплавам Mg-Gd-Y [5].

В настоящем исследовании изучался экструдированный сплав Mg-9Gd-4Y-1Zn-0.5Zr (mass.%), который был получен методом прямого литья под давлением с охлаждением, за которым последовала гомогенизация при 510 °C в течение 12 h и закалка в воде [6]. Затем сплав был экструдирован в прутки при 350 °C с коэффициентом экструзии 10 при постоянной скорости плунжера 1 mm/s. Испытания на растяжение, проведенные авторами работы [6], дали значения предела текучести,

предела прочности и удлинения до разрушения данного сплава, составившие 323 и 381 MPa и 15.1 % соответственно.

2. Материал и методики исследования

Образцы сплава Mg-9Gd-4Y-1Zn-0.5Zr (mass. %) были получены экструзией с постоянной скоростью плунжера 1 mm/s и вырезаны в ее направлении.

2.1. Анализ микроструктуры

Микроструктуру исследовали на оптическом микроскопе Axio Observer Z1M в светлом поле, с помощью дифференционно-интерференционного контраста с круговой поляризацией (C_DIC); количество вязкой составляющей на поверхности разрушения определяли в темном поле по ASTM E436-03 с использованием анализатора изображения Axio Vision, а также с использованием сканирующего электронного микроскопа Zeiss Merlin. Химический состав изучался методом энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС, EDX), благодаря снабжению микроскопа дополнительной приставкой для рентгеновского микроанализа Oxford Instruments INCAx-act. Микротвердость замерялась на поперечных шлифах на приборе SHIMADZU марки HMV-G при нагрузке 100 g.

2.2. Способ нагружения

Образцы испытывались по трем схемам: статическое сжатие, испытание на разрезном стержне Гопкинсона и тест Тейлора. Все эксперименты проводились при нагрузке на сжатие. Исследования по квазистатическому сжатию проводились с использованием испытательной машины Instron (скорости деформации 10^{-1} и $10^{-3}\,\mathrm{s}^{-1}$). Динамические испытания осуществлялись методом Гопкинсона–Кольского (скорости деформации от 1300 до $5970\,\mathrm{s}^{-1}$) и тестом Тейлора.

Исходные цилиндрические образцы диаметром 8 mm были вырезаны на электроэрозионном станке ARTA 153 PRO. Таким образом, во всех испытаниях ось нагружения совпадала с направлением выдавливания исследуемого магниевого сплава. Для испытания Тейлора использовались цилиндры диаметром 8 mm и длиной 30 mm, для испытания Гопкинсона — диаметром $D = 8$ mm и длиной $L = 4$ mm ($L/D = 1/2$); для статических испытаний — диаметром 8 mm и длиной 8 mm ($L/D = 1$). Перед испытаниями торцы всех образцов шлифовались.

2.2.1. Испытания на разрезном стержне Гопкинсона

Была проведена серия экспериментов с использованием разрезного стержня Гопкинсона (split Hopkinson pressure bar, SHPB) для исследования характеристик и механизмов разрушения испытуемого материала в микромасштабе при динамическом сжатии.

Выбранная геометрия образца ($D = 8$ mm, $L = 4$ mm) обеспечивала условия равномерного и плоского напряженного состояния, обеспечивая при этом достаточный объем для определения микроструктурных характеристик после испытания.

Длина падающего и передающего стержней составляла 2 m, диаметр — 20 mm. Все компоненты системы были изготовлены из высокопрочной стали (модуль Юнга $E = 226$ GPa). Нагружающий импульс создавался ударником длиной 60 cm. Ударник разгонялся с помощью пневматической системы с регулировкой давления в камере в диапазоне от 3 до 6 atm. Соответствующие скорости удара, измеренные с помощью лазерного велосиметра, варьировались от 3.7 до 11 m/s, что приводило к скоростям деформации приблизительно от 800 до $6000\,\mathrm{s}^{-1}$.

В настоящем исследовании использование относительно длинного бойка (60 cm) эффективно увеличивало длительность падающего импульса, способствуя большей пластической деформации во время нагружения. По сравнению с традиционными установками SHPB, использующими более короткие бойки (обычно менее 30 cm), удлиненный боек обеспечивал достаточное время нагружения и развитие деформации без существенного увеличения скорости деформации. Такая конфигурация, в сочетании с результатами теста Тейлора, оказалась особенно подходящей для изучения развития повреждений в условиях умеренных и низких скоростей деформации.

2.2.2. Испытание на удар на наковальне Тейлора

Испытания на удар проводились с использованием установки Тейлора, показанной на рис. 1. Снаряд разгонялся сжатым воздухом из камеры высокого давления (до 30 atm), отделенной от ствола разрывной мембраной. При разрыве мембраны сжатый воздух проталкивал поддон, изготовленный на 3D-принтере, с образцом в

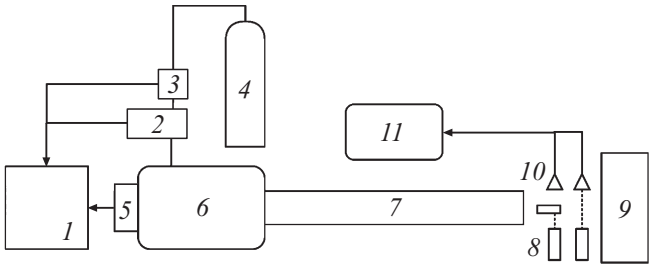


Рис. 1. Экспериментальная установка. *1* — микроконтроллер, *2* — датчик давления, *3* — клапан высокого давления, *4* — газовый баллон, *5* — спусковой механизм, *6* — камера давления, *7* — ствол пушки, *8* — лазеры, *9* — жесткая наковальня, *10* — датчики скорости, *11* — устройство обработки данных.

Рис. 2. Фотографии образцов после испытания на удар: *a*) 219 m/s, *b*) 243 m/s).

ствол (внутренний диаметр: 34 mm). Фланец на дульном срезе отделял образец от поддона до удара.

Перед ударом о наковальню передняя кромка цилиндрического образца прерывала два лазерных луча, расположенных на известном расстоянии (время отклика детектора на луч менее $1\,\mu$s). Наковальня была изготовлена из стали Р6М5 (американский аналог — T11302), закаленной в масле с последующим отпуском, поверхность полировалась на шлифовальном станке Buehler и смазывалась силиконовой смазкой. Размеры образца после испытания измерялись штангенциркулем и микрометром.

Для настоящего исследования были выбраны скорости удара, вызывающие видимые дефекты: 220 m/s — две трещины под углом 45° к контактной поверхности, 243 m/s — множественные радиальные трещины с крупным макроскопическим сколом (рис. 2).

3. Результаты и их обсуждение

В таблице 1 приведены методы и скорости испытаний образцов магниевого сплава, исследованные в работе.

3.1. Микроструктурные исследования сплава Mg-9Gd-4Y-1Zn-0.5Zr

Микроструктура магниевого сплава в исходном состоянии представлена на рис. 3. В продольном сечении видна металлографическая текстура вдоль предварительной деформации — экструзии.

Таблица 1. Режимы испытаний сплава Mg

№	Метод испытаний	Скорость деформации V, s^{-1}
Исходное состояние (до деформации)		
1	Instron	10^{-3}
2		10^{-3}
3		10^{-1}
4		10^{-1}
Испытание образца по методу Тейлора (v=219 m/s)		8111.11
1	SHPB	2400
2		1300
4		2130
6		3330
9		5970
10		5500

3.1.1. Статические испытания

Микроструктура магниевого сплава после статических испытаний при скорости деформации $10^{-3}\,s^{-1}$ (рис. 4) аналогична представленной на рис. 3 для исходного состояния. В продольном сечении видна анизотропия структуры вдоль деформации аналогично металлографической текстуре в исходном состоянии.

Наблюдаются сохранившиеся исходные эвтектические составляющие сплава Mg5(Gd,Y,Zn)+(Mg2Zr+ZrZn2), раздробленные в результате экструзии (рис. 4, *c*). Наблюдается разнозернистость — видны крупные эвтектические исходные зерна и мелкие (рис. 4, *d* и *e*), образовавшиеся при экструзии в результате динамической рекристаллизации.

При увеличении скорости статической деформации $10^{-1}\,s^{-1}$ микроструктура магниевого сплава мало изменилась. Картина похожая, как в исходном состоянии и при скорости деформации $10^{-3}\,s^{-1}$.

3.1.2. Динамические испытания

3.1.2.1. Разрезной стержень Гопкинсона

С ростом скорости нагружения при испытаниях на стержне Гопкинсона увеличивается количество трещин (рис. 5, *a*–*c*), они становятся более разветвленными, и происходит разрушение — разделение образца на части.

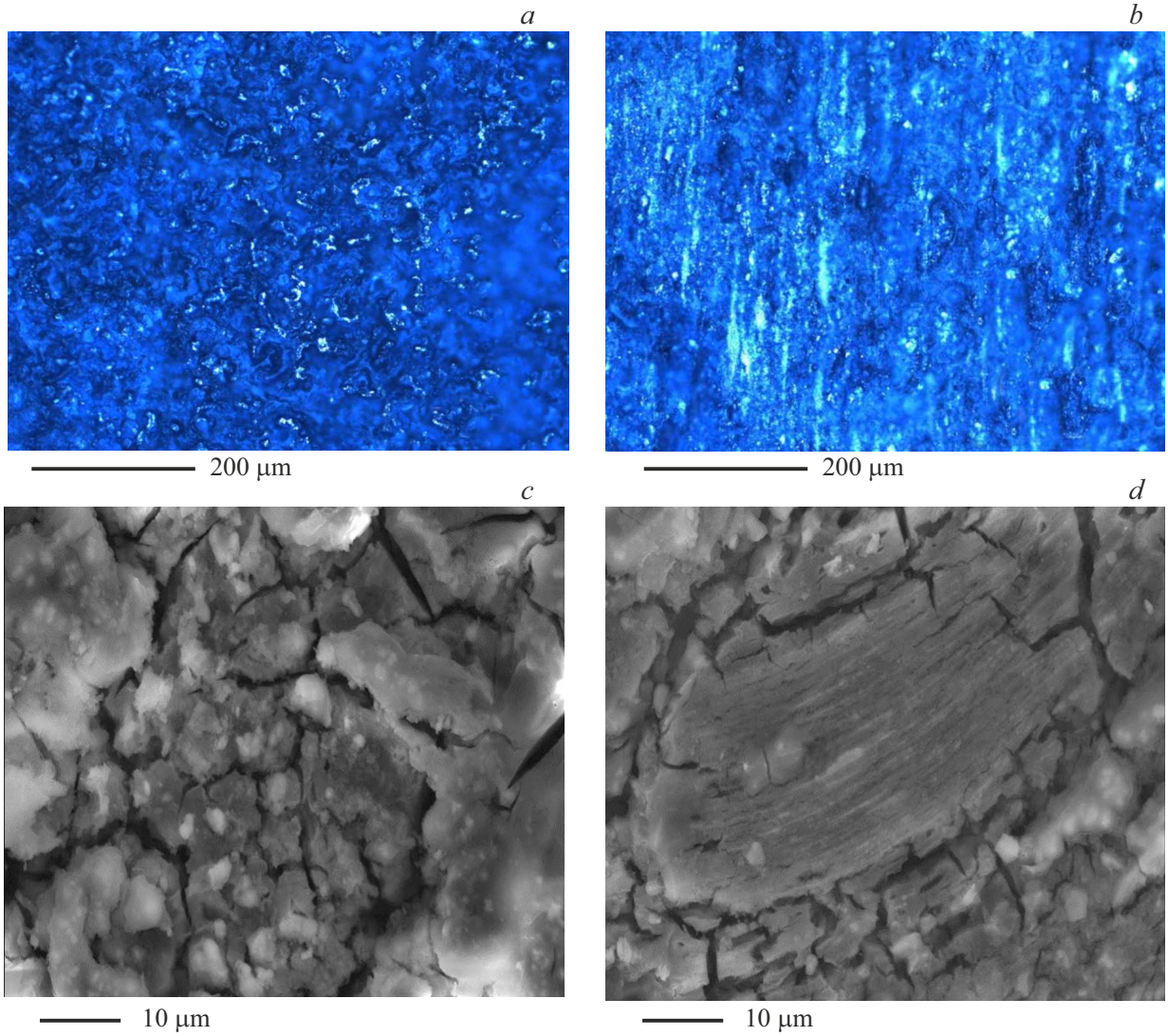


Рис. 3. Микроструктура магниевого сплава поперек и вдоль прутка в исходном состоянии: *a*) ×200 — поперек прутка, *b*) — ×200 — вдоль. СЭМ: *c*) поперек, *d*) вдоль.

Кроме того, при самой высокой скорости нагружения наблюдается локальное оплавление с последующей кристаллизацией (рис. 5, *d* и *e*). Около микротрещин часто наблюдаются включения фаз циркония, что подтверждено методом ЭДС (рис. 6).

В районе микротрещин неоднократно регистрируются фазы, обогащенные цирконием, а также, в отдельных случаях, фазы с высоким содержанием иттрия (до 47.91 %) и гадолиния (до 29.31 %). Эти области могут способствовать локальному охрупчиванию, особенно при действии высоких скоростей деформации.

3.1.2.2. Тест Тейлора

После динамического нагружения наблюдаются трещины в поперечном сечении (рис. 7, *a*). В продольном сечении видна анизотропия (рис. 7, *b, e* и *f*) структуры вдоль предварительной деформации — экструзии, как в исходном состоянии, так и в образцах после квазистатики. Присутствуют сохранившиеся исходные эвтектические составляющие сплава (рис. 7, *c*), но почти все они раздроблены.

Наблюдается разнозернистость (рис. 7, *f*) — видны крупные зерна и мелкие, образовавшиеся при экструзии в результате динамической рекристаллизации. В деформированных участках наблюдаются области с мелкими зернами, что может быть связано как с динамической рекристаллизацией, так и с последствиями экструзии.

3.1.3. Анализ поверхности разрушения

При разрушении в статике характер излома преимущественно вязкий, чашечный: поверхность содержит ямки, чашеобразные области, характерные для данного

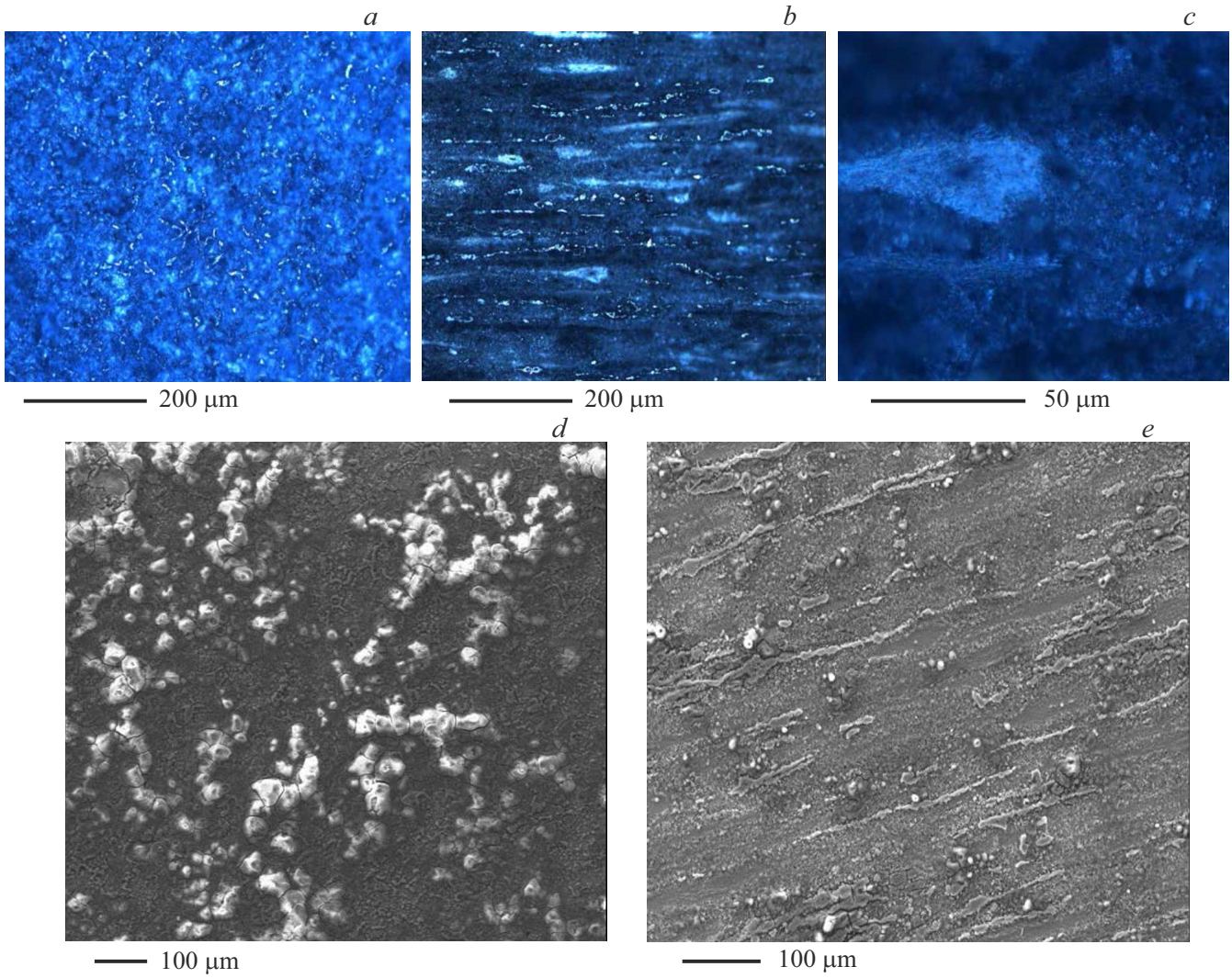


Рис. 4. Структура магниевого сплава после статических испытаний при скорости деформации $10^{-3}\,\mathrm{s}^{-1}$. ×200: *a*) поперек деформации, *b*) вдоль деформации, *c*) вдоль, ×1000. СЭМ: *d*) поперек, *e*) вдоль.

типа разрушения. При скорости $2400\,\mathrm{s}^{-1}$ характерен вязко-хрупкий механизм разрушения: наблюдаются как чашечный излом, так и скол и квазискол.

При более высоких скоростях нагружения наблюдается более хрупкое разрушение с участками скола и квазискола, а также ручьистый излом (рис. 8, *d*) — на этих образцах также обнаружены фазы с высоким содержанием иттрия (до 33.95 %) и гадолиния (до 19.68 %). С ростом скорости нагружения количество волокна в изломе (вязкой составляющей) уменьшается от 91 % в статике до 77 % при испытаниях на стержне Гопкинсона и до 49 % при тестах Тейлора.

3.2. Влияние скорости деформации на характеристики магниевого сплава

На рис. 9 представлено изменение микротвердости и размера зерна от скорости деформации.

Характер изменения находится в противофазе: до скорости $2000\,\mathrm{s}^{-1}$ микротвердость растет, а размер зерна снижается, затем твердость уменьшается, а размер зерна растет, и только после 5000 и твердость, и размер зерна возрастают. До $5000\,\mathrm{s}^{-1}$ поведение кривых подчиняется закону Холла–Петча, и только при более высокой скорости деформации этот закон нарушается, как было ранее показано С.А. Атрошенко для сталей [7].

Зависимость напряжения начала пластического течения или деформирующего напряжения от размера зерна подчиняется соотношению Холла–Петча:

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2}, \tag{1}$$

где d — средний размер зерна. Это соотношение справедливо для квазистатических режимов и для характеристик, полученных на материалах после их динамического нагружения. Такие характеристики, как твердость, предел прочности и текучести, а также предел

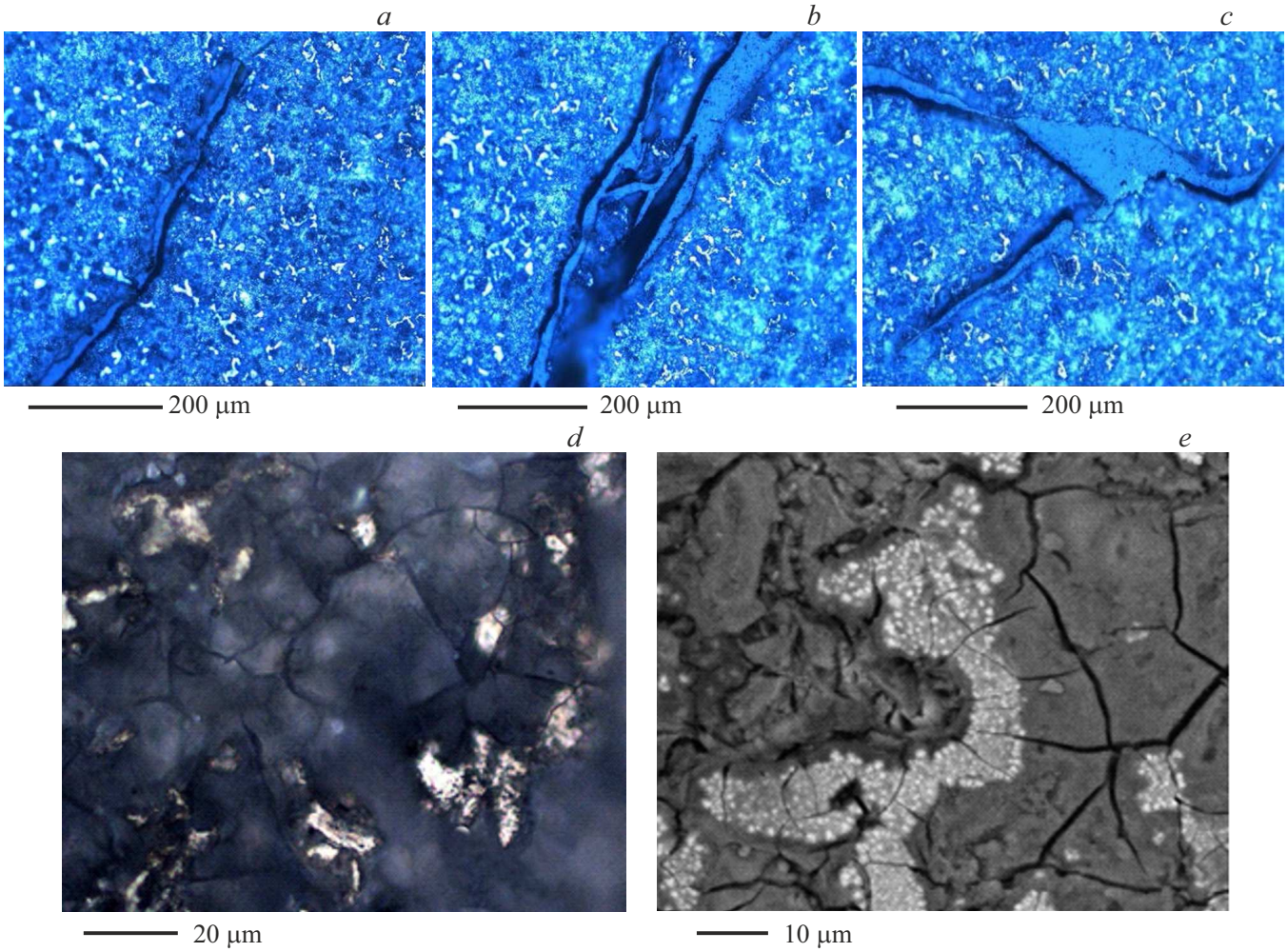
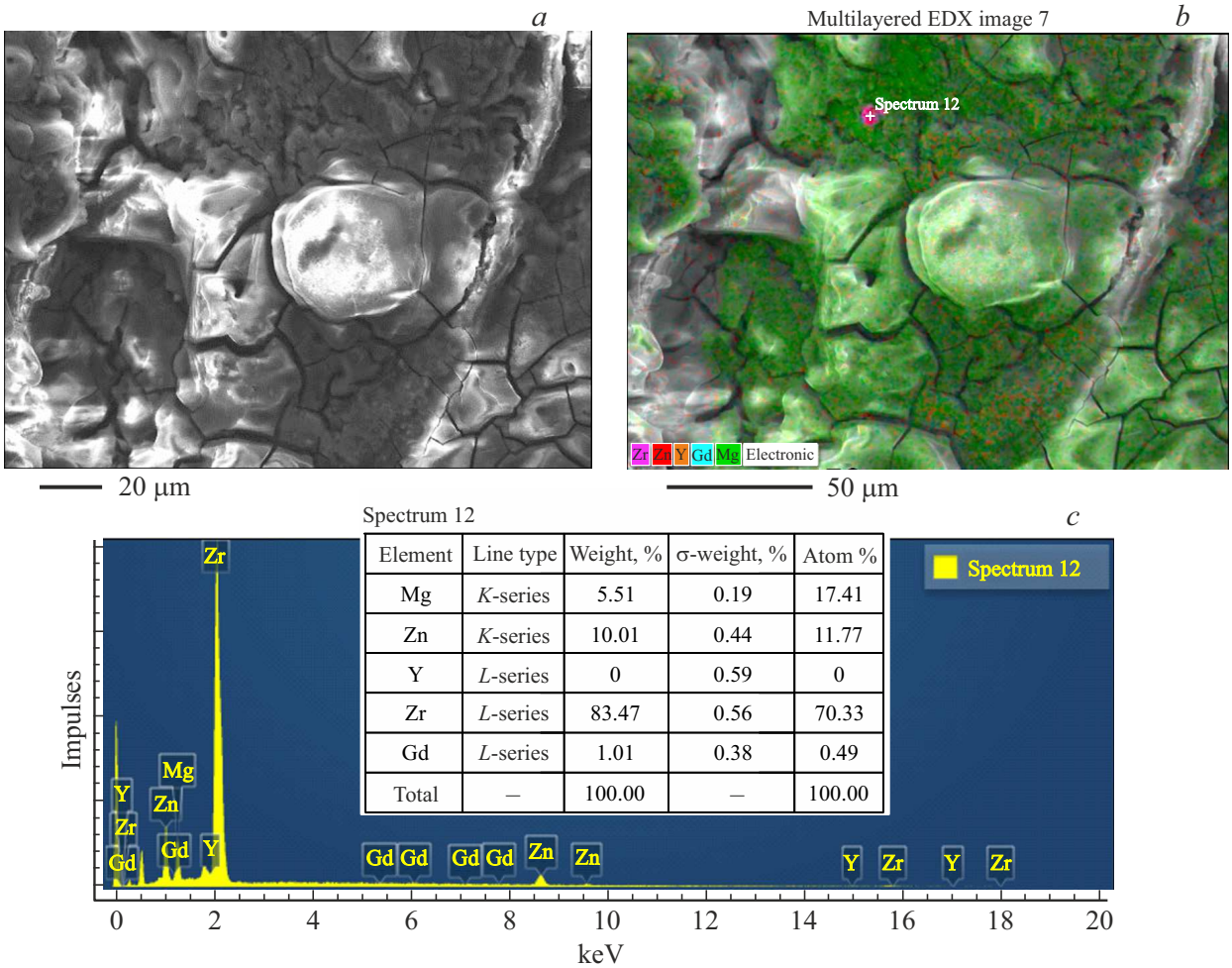


Рис. 5. Структура магниевого сплава после динамических испытаний на стержне Гопкинсона: *a*) ×200 ($V = 2400\,\mathrm{s}^{-1}$), *b*) ×200 ($V = 3330\,\mathrm{s}^{-1}$); *c*) ×200 ($V = 5970\,\mathrm{s}^{-1}$); *d*) ×1000 ($V = 5970\,\mathrm{s}^{-1}$); *e*) СЭМ ($V = 5970\,\mathrm{s}^{-1}$).

Таблица 2. Влияние размера зерна на откольную прочность стали

Марка стали	Скорость нагружения v, m/s	Откольная прочность (скорость) W, m/s	Размер зерна d, μm
Сталь 45	210 253	109 88.5	150 180
Сталь 30ХН4М	320 361	200 215	8.1 10.3
Сталь СП-28	100 321	62 81.5	9.4 32
Сталь 12Х18Н10Т	400 447	102 84.5	46 26



Element	Line type	Weight, %	σ-weight, %	Atom %
Mg	*K*-series	5.51	0.19	17.41
Zn	*K*-series	10.01	0.44	11.77
Y	*L*-series	0	0.59	0
Zr	*L*-series	83.47	0.56	70.33
Gd	*L*-series	1.01	0.38	0.49
Total	–	100.00	–	100.00

Рис. 6. Трещинообразование в магниевом сплаве и включение фазы Zr с содержанием 70 % Zr: *a*) СЭМ ($V = 3330\,\mathrm{s}^{-1}$), *b*) многослойное изображение ЭДС, *c*) спектр 12 с изображения (*b*).

упругости в ударно-нагруженном никеле [8] тоже подчиняются этому соотношению. Однако указанные характеристики материала были измерены после ударного нагружения. Интересно получить данные о том, как меняются прочностные характеристики материала от размера зерна во время ударного нагружения. Такой характеристикой может служить откольная прочность. В работе [9] показано, что не существует зависимости откольной прочности от размера зерна для стали 1008. Авторы работы [10] исследовали влияние размера зерна на упругий предел Гюгонио для никеля, железа, алюминиевого сплава и меди при коротких ($10^7\,\mathrm{s}^{-1}$) импульсах нагружения. Было установлено, что соотношение (1) не выполняется. Зависимость имеет противоположный характер. В испытаниях на откол образец подвергается плоскому удару, при этом образец и ударник изготавливаются из стали. При ударе снаряда с мишенью ударная волна распространяется в мишень и в ударник. Эти волны отражаются от свободных поверхностей и возвращаются обратно в образец. Когда эти две волны разгрузки встречаются, образуется волна растяжения. Если ее амплитуда превышает динамическую прочность материала, происходит откол в образце. В каждом опыте откольная прочность определялась по временному профилю скорости свободной поверхности, полученному с помощью лазерного интерферометра. Образцы-мишени представляли собой плоские диски диаметром 52 mm и толщиной 5–10 mm. Ударное нагружение осуществлялось с помощью легкогазовой пушки калибра 37 mm. Тыльный откол происходил в условиях одноосной деформации при нагружении стальным ударником толщиной 1–3 mm при скоростях 100–450 m/s. Результаты экспериментов представлены в таблице 2.

Как видно из таблицы 2, соотношение Холла.Петча выполняется только для крупнозернистой стали 45, закаленной с перегревом. Для всех остальных сталей зависимость имеет противоположный характер. Это связано с отсутствием двойникования в стали 45 и наличием двойников во всех остальных сталях. Причем, чем они

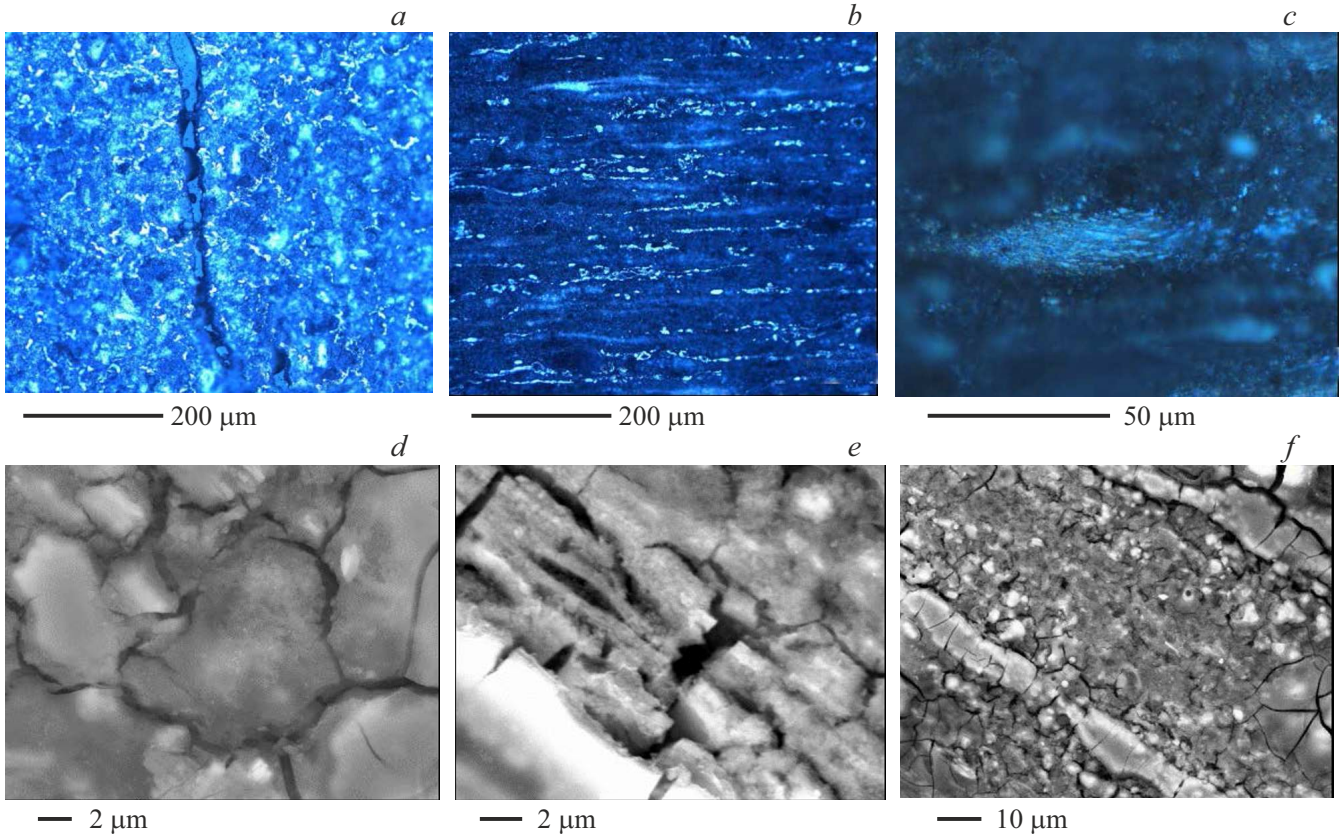


Рис. 7. Микроструктура магниевого сплава после испытаний на тест Тейлора ($V = 219$ m/s). ×200: *a*) поперек экструзии, *b*) вдоль экструзии. *c*) ×1000 C_DIC. СЭМ: *d*) поперек, *e, f*) вдоль.

тоньше и плотность их больше, тем выше откольная прочность — в стали 30ХН4М.

4. Заключение

Проведено исследование магниевого сплава в широком интервале скоростей нагружения.

После квазистатических испытаний в продольном сечении наблюдается направленность структуры вдоль предварительной деформации — экструзии, а также раздробленные эвтектические составляющие сплава. Наблюдается разнозернистость: присутствуют как крупные исходные зерна, так и мелкие, образовавшиеся при экструзии в результате динамической рекристаллизации.

В деформированных участках наблюдаются области с мелкими зернами — результат динамической рекристаллизации. С ростом скорости нагружения при испытаниях на стержне Гопкинсона увеличивается количество трещин, они становятся более разветвленными, и происходит разрушение — разделение образца на части, а также локально наблюдается оплавление. Наличие микротрещин часто коррелирует с включениями фаз циркония. В районе разрушения неоднократно регистрируются фазы, обогащенные цирконием, а также, в отдельных случаях, фазы с высоким содержанием иттрия и гадолиния. Они могут способствовать локальному охрупчиванию, особенно при действии высоких скоростей деформации.

При разрушении в статике характер излома преимущественно вязкий, чашечный; при более высоких скоростях нагружения наблюдается более хрупкое разрушение с участками скола и квазискола.

Характер изменения микротвердости и размера зерна от скорости деформации находится в противофазе — до скорости $2000\,\mathrm{s}^{-1}$ микротвердость растет, а размер зерна снижается, затем твердость уменьшается, а размер зерна растет и только после $5000\,\mathrm{s}^{-1}$ и твердость, и размер зерна возрастают.

Благодарности

Авторы выражают благодарность Ресурсным центрам „Нанотехнологии“ и „Центру экстремальных состояний материалов и конструкций“ Научного парка Санкт-Петербургского государственного университета за оказанную помощь в исследовании образцов методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и проведении статических испытаний. Часть экспериментальных исследований при ударных нагрузках была проведена в Мега-лаборатории „Динамика и экстремальные характеристики перспективных наноструктурных материалов“,

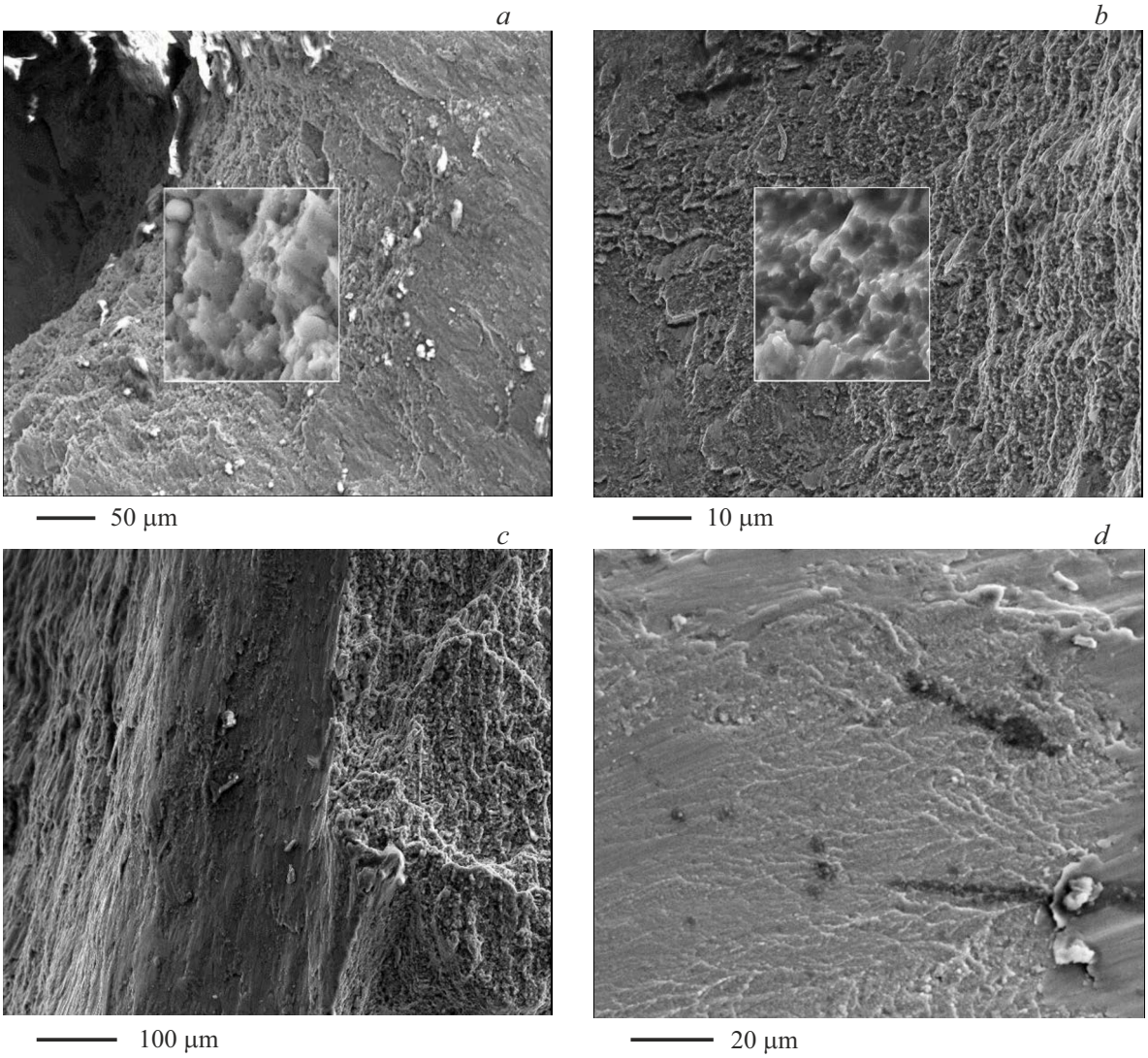


Рис. 8. Поверхность разрушения магниевого сплава: *a*) $V = 10^{-3}\,\mathrm{s}^{-1}$; *b*) $V = 2400\,\mathrm{s}^{-1}$; *c*) $V = 2400\,\mathrm{s}^{-1}$; *d*) $V = 2807\,\mathrm{s}^{-1}$.

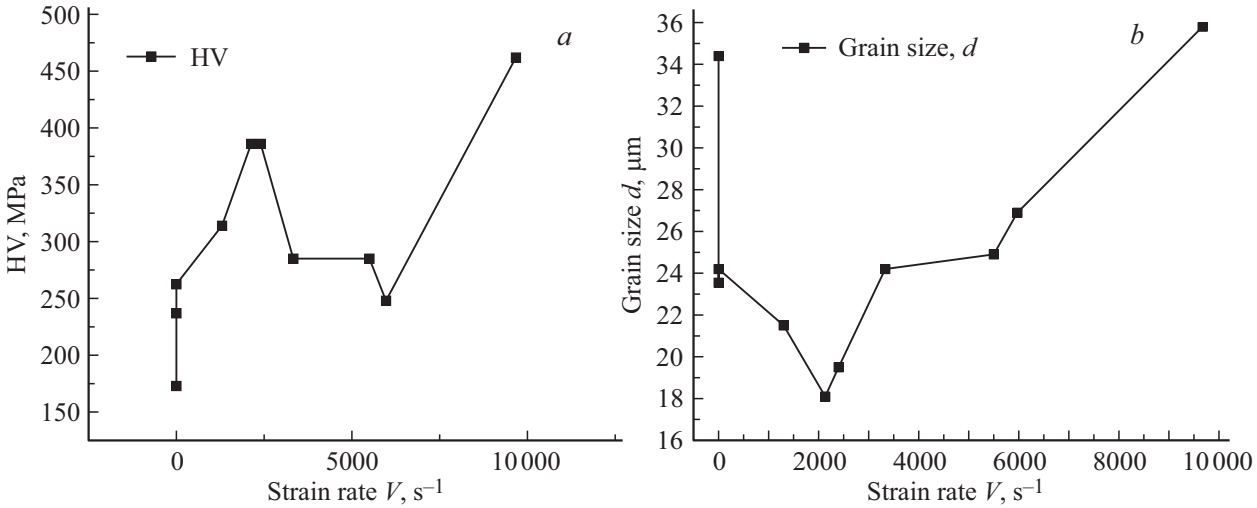


Рис. 9. Зависимость *a*) микротвердости HV и *b*) размера зерна магниевого сплава *d* от скорости деформации.

созданной в рамках проекта 075-15-2022-1114. Авторы благодарят М.М. Николаева, ученика 10-го класса Авторской школы „Горный“, за помощь в подготовке образцов и проведении металлографических исследований.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (РНФ 22-11-00091). С.А. Атрошенко выполняла измерения характеристик сплава при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (проект № 124041500007-4).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них отсутствует конфликт интересов.

Список литературы

[1] X. Wu, Y. Wang, L. Qiao, J. She, F. Bi. Metals & Mater. Int. **30**, *7*, 2012 (2024). https://doi.org/10.1007/s12540-023-01603-7
[2] X. Wang, Y. Zhao, Y. Huang. Metals & Mater. Int. **29**, *9*, 2556 (2023). https://doi.org/10.1007/s12540-023-01391-0
[3] C. Xu, T. Nakata, G.H. Fan, X.W. Li, G.Z. Tang, L. Geng, S. Kamado. J. Mater. Sci. **54**, *14*, 10473 (2019). https://doi.org/10.1007/s10853-019-03607-4
[4] C. Xu, M.Y. Zheng, K. Wu, E.D. Wang, G.H. Fan, S.W. Xu, S. Kamado, X.D. Liu, G.J. Wang, X.Y. Lv. J. Alloy Compd. **550**, 50 (2013). https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.09.101
[5] C. Xu, T. Nakata, X. Qiao, M. Zheng, K. Wu, S. Kamado. Sci. Rep. **7**, *1*, 40846 (2017). https://doi.org/10.1038/srep40846
[6] Z.K. Ji, X.G. Qiao, L. Yuan, F.G. Cong, G.J. Wang, M.Y. Zheng. Scripta Materialia **236**, 115675 (2023). https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2023.115675
[7] S.A. Atroshenko. Bull. Am. Phys. Soc. **44**, *2*, 16 (1999).
[8] F. Greulich, L.E. Murr. Mater. Sci. Engr. **39**, *1*, 81 (1978).
[9] A.K. Zurek, P.S. Follansbee, J. Hack. Metall. Trans. A **21A**, 431 (1990).
[10] Ю.В. Судьенков, Ю.Б. Никитин. Письма в ЖТФ **19**, *12*, 66 (1993).

Редактор Е.В. Толстякова