

Научная статья

УДК 539.3

doi: 10.17223/19988621/95/14

Вязкое разрушение магниевого сплава Mg–3Al–1Zn при динамических нагрузках

Владимир Владимирович Скрипняк¹,

Наталья Владимировна Скрипняк²,

Олег Николаевич Загородкин³, Владимир Альбертович Скрипняк⁴

1, 2, 3, 4 Томский государственный университет, Томск, Россия

¹ skrp2012@yandex.ru

² natali.skrp@mail.ru

³ still035@gmail.com

⁴ skrp2006@yandex.ru

Аннотация. Представлены результаты экспериментально-численного исследования механического отклика тонколистового проката сплава МА2-1 на динамическое продавливание и одноосное растяжение. Установлено, что при продавливании полусферическим индентором со скоростями от 10 до 0.1 м/с трещины формируются при меньших значениях эквивалентных пластических деформаций, чем при одноосном растяжении с аналогичными скоростями деформации. Полученные в расчетах процесса динамического продавливания пластин МА2-1 конфигурации трещин и прогибы пластин согласуются с наблюдаемыми в экспериментах.

Ключевые слова: динамическое испытание на продавливание, одноосное растяжение, магниевые сплавы, высокие скорости деформации, трехосность напряженного состояния

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-79-10103).

Для цитирования: Скрипняк В.В., Скрипняк Н.В., Загородкин О.Н., Скрипняк В.А. Вязкое разрушение магниевого сплава Mg–3Al–1Zn при динамических нагрузках // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. 2025. № 95. С. 164–179. doi: 10.17223/19988621/95/14

Original article

Ductile fracture of Mg–3Al–1Zn alloy under dynamic loads

Vladimir V. Skripnyak¹, Nataliya V. Skripnyak²,

Oleg N. Zagorodkin³, Vladimir A. Skripnyak⁴

1, 2, 3, 4 Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation

¹ skrp2012@yandex.ru

² natali.skrp@mail.ru

³ still035@gmail.com

⁴ skrp2006@yandex.ru

Abstract. The evaluation of the physical and mechanical properties of materials at high strain rates plays a key role in improving the accuracy of predicting the stress–strain state of structures operating under extreme conditions. This paper presents the results of a comprehensive experimental and numerical study of the mechanical response of thin-sheet rolled products of Mg-3Al-1Zn alloy (MA2-1) to dynamic punching and uniaxial tension. Magnesium alloy samples were exposed to uniaxial tension at rates ranging from 0.1 to 1000 s⁻¹ and punching with a hemispherical indenter at velocities of 10, 5, 1, and 0.1 m/s. A numerical simulation of the experimental conditions was carried out to estimate the resistance to high-speed plastic deformation under uniaxial and biaxial tension and to determine the stress distribution in the Mg-3Al-1Zn alloy plate under the specified loading conditions. To describe the deformation, damage, and fracture of Mg-3Al-1Zn alloy, the computational model was based on the model of the mechanical behavior of the alloy with a hexagonal close-packed (HCP) crystal lattice and the model of damage initiation and growth. The simulation results confirmed that the fracture of the magnesium alloy was ductile under high-speed biaxial tension. It was found that cracks were formed during biaxial tension under conditions of punching by a hemispherical indenter at velocities from 10 to 0.1 m/s at lower values of equivalent plastic strains than during uniaxial tension at similar strain rates. The crack shapes and plate deflections obtained in the calculations of dynamic punching of the Mg-3Al-1Zn alloy plates using the model of damaged HCP materials were consistent with those observed in the experiments.

Keywords: dynamic punching test, uniaxial tension, magnesium alloys, high strain rates, stress triaxiality

Acknowledgments: This work was supported by the Russian Science Foundation (project No. 24-79-10103).

For citation: Skripnyak, V.V., Skripnyak, N.V., Zagorodkin, O.N., Skripnyak, V.A. (2025) Ductile fracture of Mg–3Al–1Zn alloy under dynamic loads . *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika – Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics*. 95. pp. 164–179. doi: 10.17223/19988621/95/14

Введение

Магниевого сплавы обладают низкой массовой плотностью, высокими удельными прочностными характеристиками, высокими механическими демпфирующими свойствами, электромагнитной экранирующей способностью, высокой теплопроводностью, что делает их перспективными конструкционными материалами, позволяющими существенно снизить вес конструкций [1, 2]. Применение магниевых сплавов обеспечивает снижение веса авиакосмических конструкций, улучшает маневренность летательных аппаратов и снижает стоимость запуска космических аппаратов [1]. Легкие и высокопрочные магниевые сплавы обладают высокой стабильностью и технологичностью, что делает их особенно ценными для промышленного производства технических конструктивных элементов, электронных изделий и биомедицинских имплантатов. В связи с высокой актуальностью расширенного использования магниевых сплавов в технике анализ их механического поведения и влияние микроструктуры на механические и коррозионные свойства находятся в центре современных исследований.

В связи с этим важной задачей является получение информации о механическом поведении конструкционных магниевых сплавов в широком диапазоне условий нагружения, включая динамические воздействия. Следует отметить, что магниевые сплавы относятся к изомеханической подгруппе сплавов с гексагональной плотноупакованной кристаллической решеткой (ГПУ), механическое поведение которых отличается от поведения других подгрупп ГПУ-сплавов [3]. Для повышения точности теоретических прогнозов, полученных с помощью численного моделирования механического поведения магниевых сплавов (деформации и разрушения) в условиях ударных воздействий, необходимо модифицировать определяющие уравнения и модели зарождения повреждений и разрушения [4, 5]. Одним из важных аспектов описания механического поведения деформируемых магниевых сплавов при высокоскоростной деформации изделий является прогнозирование локализации пластической деформации и развития повреждений. Исследования показали, что существенное влияние на условия разрушения магниевых сплавов при высокоскоростной деформации (штамповке) оказывают как эквивалентная скорость деформации, так и параметр трехосности напряженного состояния ($\eta = -p/\sigma_{eq}$, где p – давление, σ_{eq} – эквивалентное напряжение по Мизесу) [6].

Цель настоящей работы – исследование механического поведения тонколистового проката магниевого сплава Mg–3Al–1Zn при одноосном растяжении и динамическом продавливании с использованием полусферического индентора. Полученные в работе результаты экспериментально-теоретических исследований механического поведения магниевых сплавов при высоких скоростях деформации дополняют полученные ранее данные.

1. Экспериментальное исследование

Экспериментальные исследования проводились на образцах промышленного сплава Mg–3Al–1Zn, произведенного по ГОСТ 14957–76 со следующим химическим составом (мас. %): 93.7% Mg; 4.36% Al; 1.34% Zn; 0.39% Mn. Массовая плотность сплава составляла 1.79 г/см^3 , при квазистатических нагрузках при температуре 295 К сплав со средним размером зерна 40 мкм имел предел текучести $\sigma_{0.2} = 150 \text{ МПа}$, предел прочности на растяжение $UTS = 260\text{--}280 \text{ МПа}$, удлинение до разрушения $\delta \sim 5\text{--}12\%$.

Механические свойства сплава МА2-1 при температуре 295 К были следующими: модуль сдвига $\mu = 17 \text{ ГПа}$; модуль Юнга $E = 44.55 \text{ ГПа}$, коэффициент Пуассона $\nu = 0.35$; предел текучести $\sigma_{0.2} = 150 \pm 5 \text{ МПа}$, предел прочности $\sigma_B = 250 \pm 10 \text{ МПа}$, коэффициент линейного термического расширения $26 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$, удельная теплоемкость $C_p = 1088.5 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{К)}$; коэффициент Тейлора–Куинни $\approx 0.4\text{--}0.6$ [7].

Исследовался магниевый сплав с однородной поликристаллической структурой со средним размером равноосного зерна $\sim 40 \text{ мкм}$.

Для экспериментов на одноосное растяжение образцы вырезались электроэрозионным методом на станке с ЧПУ DK7732 (Taizhou Terui CNC Machine Co., Ltd, Тайчжоу, Китай) из прутка магниевого сплава Mg–3Al–1Zn, диаметр которого составлял 60 мм.

Размеры образцов составляли: толщина $1.1 \pm 0.01 \text{ мм}$; наименьшая ширина $6.0 \text{ мм} \pm 0.01 \text{ мм}$; начальная длина рабочей части $20.0 \pm 0.1 \text{ мм}$; минимальная площадь поперечного сечения плоских образцов $A_0 = 6.6 \pm 0.06 \text{ мм}^2$.

Для испытаний на двухосное растяжение при продавливании полусферическим индентором образцы изготавливались электроэрозионным методом резки перпендикулярно оси симметрии прутка диаметром 60 мм в состоянии поставки, что обеспечивало высокую геометрическую точность. Толщина образцов составляла 2.0 ± 0.01 мм.

Испытания одноосное растяжение и на двухосное растяжение при продавливании полусферическим индентором проводились при температуре 295 ± 5 К.

Испытания на одноосное растяжение проводились на сервогидравлическом испытательном стенде Instron VHS 40/50-20 в соответствии с ISO 26203-2:2011.

Смещения и растягивающее усилие регистрировались вплоть до разрушения с временным разрешением 0.0001 с. Было проведено по три испытания при каждой из скоростей деформации 10^3 , 10^2 и 0.1 с⁻¹. Высокая степень воспроизводимости значений сил, смещений и скорости деформации наблюдалась в каждой серии испытаний.

Экспериментальные исследования на двухосное растяжение при продавливании полусферическим индентором образцов магниевового сплава проводились в соответствии со стандартами ISO 8490–86 и ASTM E643–09, а также рекомендациями INSTRON. Для снижения коэффициента трения между образцом и индентором поверхности образцов полировались.

Испытания проводились при следующих фиксированных значениях скоростей индентирования: 0.1 ± 0.001 м/с, 1 ± 0.01 м/с, 5 ± 0.01 м/с и 10 ± 0.1 м/с. В ходе испытаний с высоким временным разрешением регистрировались изменения силы, действующей на индентор, а также максимальные перемещения в зоне контакта. Нагрузка регистрировалась сертифицированным динамическим датчиком Kistler.

Жесткость высокоскоростного сервогидравлического стенда Instron VHS 40/50-20 и система управления скоростью перемещения образца обеспечивали нагружение образцов с высокой степенью постоянства заданных скоростей индентирования. Скорости перемещения индентора регистрировались с временным разрешением 0.0001 с вплоть до разрушения образцов. В индентор устанавливался датчик усилий, а образец закреплялся в зажимном устройстве, перемещающемся с заданной скоростью. Между индентором и поверхностью образца использовалась смазка ИПФ ЭР-3 (ООО «Газпромнефть», Москва, Россия), которая значительно снижает трение при штамповке и обладает противозадирными свойствами. Для каждой скорости штамповки было проведено 5 испытаний.

2. Численное моделирование

Численное моделирование пластического течения и развития повреждений магниевового сплава Mg–3Al–1Zn при одноосном растяжении плоских образцов и динамическом продавливании пластин полусферическим индентором проводилось с использованием оригинального модуля UMAT в комплексе LS DYNA в ANSYS WB 19.2.

Приращение температуры в процессе пластического течения вследствие диссипации энергии определялось в адиабатическом приближении [3]

$$T = T_0 + \int_0^{\varepsilon_{eq}^p} (\beta / \rho C_p) \sigma_{eq} d\varepsilon_{eq}^p, \quad (1)$$

где T_0 – начальная температура, $\beta \sim 0.47$ – коэффициент Тейлора–Куинни [7], а эквивалентное напряжение по Мизесу $\sigma_{eq} = [(3/2)\sigma_{ij}\sigma_{ij} - 0.5\sigma_{kk}^2]^{1/2}$, σ_{ij} – компоненты тензора напряжения, ρ – массовая плотность, C_p – удельная теплоемкость при постоянном давлении, $\varepsilon_{eq}^p = \sqrt{(2/3)\varepsilon_{ij}^p\varepsilon_{ij}^p}$ – эквивалентная пластическая деформация.

Напряжение течения сплава при развитии повреждений описывалось с использованием определяющего соотношения [8]:

$$(\sigma_{eq}^2/\sigma_s^2) + 2q_1 f^* \cosh[-q_2 p/(2\sigma_s)] - 1 - q_3(f^*)^2 = 0, \quad (2)$$

где σ_{eq} – эквивалентное напряжение Мизеса, σ_s – предел текучести, p – давление, q_1 , q_2 и q_3 – параметры модели, а f^* – параметр поврежденности материала.

Модификация уравнения состояния Зерилли–Армстронга для магниевых сплавов с ГПУ-решеткой для описания зависимости σ_s от скорости деформации, эквивалентной пластической деформации и температуры использовалась в форме (3) [9]:

$$\sigma_s = \sigma_{s0} + C_5 (\varepsilon_{eq}^p)^{n_1} + k_{hp} d_g^{-1/2} + C_2 \exp\{-C_3 T + C_4 T \ln(\varepsilon^*)\},$$

$$\varepsilon^* = \dot{\varepsilon}_{eq}^p / \dot{\varepsilon}_{eq0},$$

$$\dot{\varepsilon}_{eq}^p = [(2/3)\dot{\varepsilon}_{ij}^p\dot{\varepsilon}_{ij}^p]^{1/2}, \quad (3)$$

$$\dot{\varepsilon}_{eq0} = 1c^{-1},$$

где σ_{s0} , k_{hp} , n_1 , C_2 , C_3 , C_4 , C_5 – параметры материала, d_g – средний размер зерна, T – температура.

Параметры модели для сплава Mg–3Al–1Zn приведены в таблице.

Модельные коэффициенты сплава Mg–3Al–1Zn

Коэффициент для Mg–3Al–1Zn	σ_{s0} , МПа	k_{hp} , МПа мкм ^{1/2}	C_2 , МПа	C_3 , К ⁻¹	C_4 , К ⁻¹	C_5 , МПа	n_1
	141	157	65	0,0029	0,0007	405	0,5

В качестве критерия зарождения неустойчивости пластической деформации, приводящей к формированию макрополос локализации, использован критерий Консидере [10]

$$\frac{\partial \sigma_s}{\partial \varepsilon_{eq}^p} + \frac{\partial \sigma_s}{\partial \dot{\varepsilon}_{eq}^p} \frac{\partial \dot{\varepsilon}_{eq}^p}{\partial \varepsilon_{eq}^p} + \frac{\partial \sigma_s}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial \varepsilon_{eq}^p} + \frac{\partial \sigma_s}{\partial f^*} \frac{\partial f^*}{\partial \varepsilon_{eq}^p} = \sigma_s, \quad (4)$$

где f^* – параметр поврежденности материала.

С учетом (1)–(3) при нагружении с постоянной скоростью деформации, при отсутствии повреждений в сплаве в начальном состоянии критерий (4) принимает вид (5):

$$\frac{\partial \sigma_s}{\partial \varepsilon_{eq}^p} = (1 - \frac{\partial \sigma_s}{\partial T} \frac{\beta}{\rho C_p}) \sigma_s. \quad (5)$$

С учетом экспериментальных данных [11, 12] для магниевых сплавов значения коэффициентов $\partial \sigma_s / \partial T \approx 0.4764$ МПа/К, $1 - \frac{\partial \sigma_s}{\partial T} \frac{\beta}{\rho C_p} \approx 0.775$.

Снижение сопротивления пластическому течению, вызванное нагревом в результате диссипации работы напряжений на пластических деформациях, оказывает

влияние на возникновение локализации пластического течения и последующий рост параметра поврежденности в материале. Приращение параметра поврежденности во времени, обусловленное зарождением повреждений $\dot{f}_{nuc}$, зависит от эквивалентной пластической деформации ϵ_{eq}^p и описывается с помощью нормального распределения. Скорость роста параметра поврежденности, связанная с увеличением размеров повреждений $\dot{f}_{growth}$, связана с объемными неупругими деформациями:

$$\begin{aligned}\dot{f} &= \dot{f}_{nuc} + \dot{f}_{growth}; \\ \dot{f}_{nuc} &= [f_N / (\sqrt{2\pi}s_N)] \exp\{-0.5[(\epsilon_{eq}^p - \epsilon_N) / s_N]^2\} \dot{\epsilon}_{eq}^p; \\ \dot{f}_{growth} &= (1 - f) \dot{\epsilon}_{kk}^p,\end{aligned}\quad (6)$$

где ϵ_N – средняя деформация зародышеобразования, s_N – стандартное отклонение, f_N – параметр материала.

Параметр поврежденности деформируемого сплава определяется как

$$\begin{aligned}f^* &= f \text{ if } f \leq f_c; \\ f^* &= f_c + (f_F - f_c) / (f_F - f_c) \text{ if } f > f_c,\end{aligned}\quad (7)$$

где f_c , $f_F = (q_1 + \sqrt{q_1^2 - q_3}) / q_3$, q_1 , q_2 и q_3 – константы модели.

Модель вязкого разрушения Гурсона–Твергаарда–Нидлемана (GTN) требует знания 9 параметров: трех параметров модели (q_1 , q_2 и q_3), начальной доли повреждений f_0 , трех параметров кинетики повреждаемости (ϵ_N , s_N и f_N), двух параметров разрушения (f_c и f_F) [8].

Параметры модели для магниевого сплава были получены в полуобратном численном моделировании одноосного испытания на растяжение: $q_1 = 1.5$; $q_2 = 1$; $q_3 = 1.0$; $f_0 = 0$; $f_N = 0.156$; $f_c = 0.112$; $f_F = 0.260$; $\epsilon_N = 0.1$; $s_N = 0.02$.

Заключительная стадия вязкого разрушения характеризуется объединением повреждений в зоне разрушения в трещину, что приводит к ускорению темпа роста параметра повреждений f^* вплоть до разрушения при достижении параметра повреждения значений f_F .

При моделировании одноосного растяжения плоских образцов использованы граничные условия (8), заданные на поверхностях, указанных на рис. 1, а. При моделировании продавливания пластин полусферическим индентором использованы граничные условия (9), заданные на поверхностях, указанных на рис. 1, б. Поверхность полусферического индентора обозначена S_1 . Неподвижные части поверхности образца между верхней и нижней опорными матрицами обозначены S_2 , S_3 и S_4 соответственно. Нижняя часть поверхности образца S_5 является свободной поверхностью, а изменяющаяся поверхность контакта между образцом и индентором обозначена как S_6 .

При одноосном растяжении образца при постоянной скорости деформации граничные условия имеют вид:

$$u_3|_{S_1} = V_0, \quad u_i|_{S_3} = 0, \quad i = 1, 2, 3; \quad \sigma_{ij}|_{S_5} = 0; \quad \sigma_{ij}|_{S_2 \cup S_4 \cup S_5 \cup S_6} = 0, \quad (8)$$

где u_3 – компоненты вектора скорости частиц на поверхностях S_k , $k = 1 \dots 6$, σ_{ij} – компоненты тензора напряжений.

При высокоскоростном продавливании плоского образца полусферическим индентором граничные условия имеют вид:

$$\begin{aligned}
 u_3|_{S_1} &= V_0, \quad i=1, 2, 3; \quad u_i|_{S_3 \cup S_4} = 0, \quad i=1, 2, 3; \quad \sigma_{ij}|_{S_5} = 0; \quad \sigma_{ij}|_{S_2} \cap S_6 = 0; \\
 u_i^+|_{S_6} &= u_i^-|_{S_6}, \quad i=1, 2, 3; \quad p^+|_{S_6} = -p^-|_{S_6}, \quad i=1, 2, 3; \\
 \sigma_{ij}^+|_{S_6} &= \sigma_{ij}^-|_{S_6} = 0, \quad i \neq j,
 \end{aligned} \tag{9}$$

где u_3 – компоненты вектора скорости частиц на поверхности S_k , $k = 1 \dots 6$, σ_{ij} – компоненты тензора напряжений, p – давление, V_0 – скорость жесткого штампа.

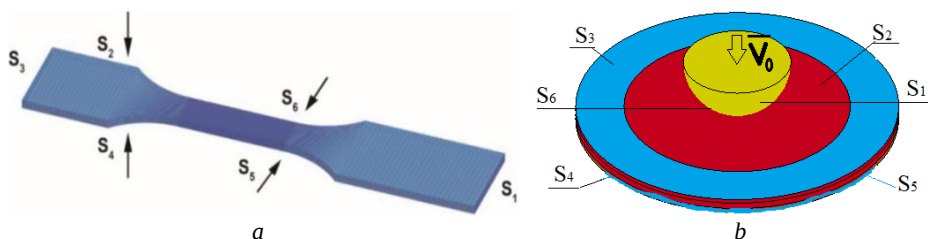


Рис. 1. Формулировка граничных условий: для одноосного растяжения (а); для продавливания полусферическим индентором (б)

Fig. 1. Formulation of boundary conditions for: (a) uniaxial tension and (b) pushing by a hemispherical indenter

Предполагалось, что в начальный момент времени материал образцов находился в однородном температурном поле в ненапряженном состоянии. Контактные условия взаимодействия индентора с образцом и зажимного устройства с образцом описывались с помощью модели, реализованной в карте `automatic_surface_to_surface` LS DYNA. Параметры коэффициента трения задавались $FS = 0.4$, а коэффициенты демпфирования $VDC = 30$, что обеспечивало отсутствие колебаний рассчитываемых усилий в зоне контакта. В расчетах использовалась конечно-разностная схема второго порядка точности с характерным размером шага пространственной сетки 0.3 мм. Для дискретизации расчетной области образца использовались трехмерные линейные лагранжевые гексагональные элементы ($\sim 200\,000$ элементов). Индентор и элементы зажимного устройства моделировались в виде жестких тел. Выбранный шаг пространственной сетки обеспечивал сходимость численных результатов моделирования.

3. Результаты и обсуждение

Полученные экспериментальные зависимости истинных напряжений от истинных деформаций при испытаниях плоских образцов сплава Mg–3Al–1Zn на одноосное растяжение показаны на рис. 2, а. На рис. 2, б дано сравнение экспериментальных диаграмм с расчетными диаграммами зависимостей истинных напряжений от истинных деформаций. Квадратными символами на рис. 2, б отмечены моменты потери устойчивости пластического течения в соответствии с критерием (5).

Полученные результаты свидетельствуют, что для сплава Mg–3Al–1Zn эквивалентные пластические деформации, при которых начинается накопление повреждений, близки к значениям возникновения неустойчивости пластического течения и снижаются с ростом скорости деформации растяжения от 0.1 до $1\,000\text{ с}^{-1}$.

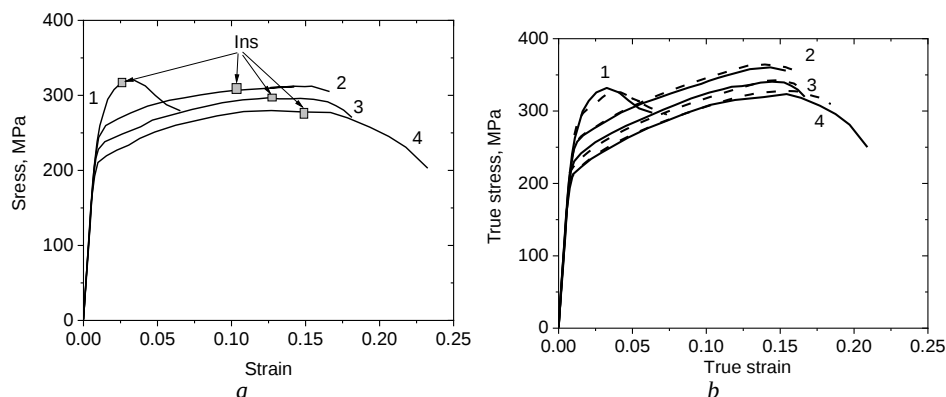


Рис. 2. Технические напряжения от условных деформаций сплава Mg-3Al-1Zn, линии 1, 2, 3, 4 соответствуют скоростям деформации 0.1, 10, 100, 1 000 с⁻¹ соответственно; прогнозы зарождения неустойчивости пластического течения показаны заполненными квадратными символами (а). Результаты численного моделирования показаны штрихпунктирными линиями, экспериментальные диаграммы – сплошными линиями (б)

Fig. 2. Engineering stress versus engineering strain of Mg-3Al-1Zn alloy: (a) curves 1, 2, 3, and 4 correspond to strain rates of 0.1, 10, 100, and 1000 s⁻¹, respectively, the filled squares indicate predictions of the onset of plastic flow instability; (b) the dashed curves are the numerical simulation results and the solid curves are the experimental results

Экспериментальные диаграммы усилий сопротивления продавливанию от прогиба пластины $F(u_3)$ для скоростей показаны на рис. 3. Закономерности зависимости силы продавливания от прогиба, показанные на рис. 3, сохраняются для всего исследованного диапазона скоростей продавливания.

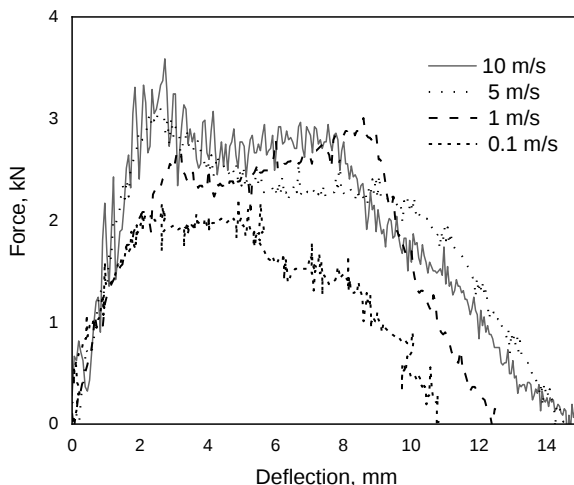


Рис. 3. Экспериментальные диаграммы $F(u_3)$ для сплава Mg-3Al-1Zn
Fig. 3. Experimental diagrams $F(u_3)$ for Mg-3Al-1Zn alloy

Полученные результаты свидетельствуют, что в рассмотренном диапазоне скоростей нагружения от 0.1 до 10 м/с в сплаве Mg-3Al-1Zn в условиях деформации

при продавливании реализуется вязкое разрушение. Образованию трещин предшествует существенная эквивалентная пластическая деформация.

Колебания сил продавливания, наблюдаемые на рис. 3, вызваны релаксацией касательных напряжений при зарождении локализованных микрополос сдвига при высоких скоростях деформации магниевого сплава. Скорости деформации увеличиваются с ростом скорости продавливания, что сопровождается ростом амплитуды колебаний. Следует отметить, что использование специальной смазки в зоне контакта поверхностей индентора и образца не только снижает силы трения, но и способствует увеличению прогиба образца до момента зарождения трещин.

На рис. 4 показаны фотографии образцов после продавливания полусферическим индентором со скоростями 10, 5, 1 и 0.1 м/с. Форма трещин в зоне вдавливания зависит от скорости продавливания и толщины образцов. При скорости продавливания 10 м/с у всех испытанных образцов сплава Mg–3Al–1Zn толщиной 2 мм образовались только радиальные трещины, что привело к раскрытию 4 фрагментов. Кольцевых трещин не наблюдалось. При более низких скоростях продавливания образовалось три радиальных трещины, что привело к раскрытию 3 фрагментов, как видно на рис. 4.

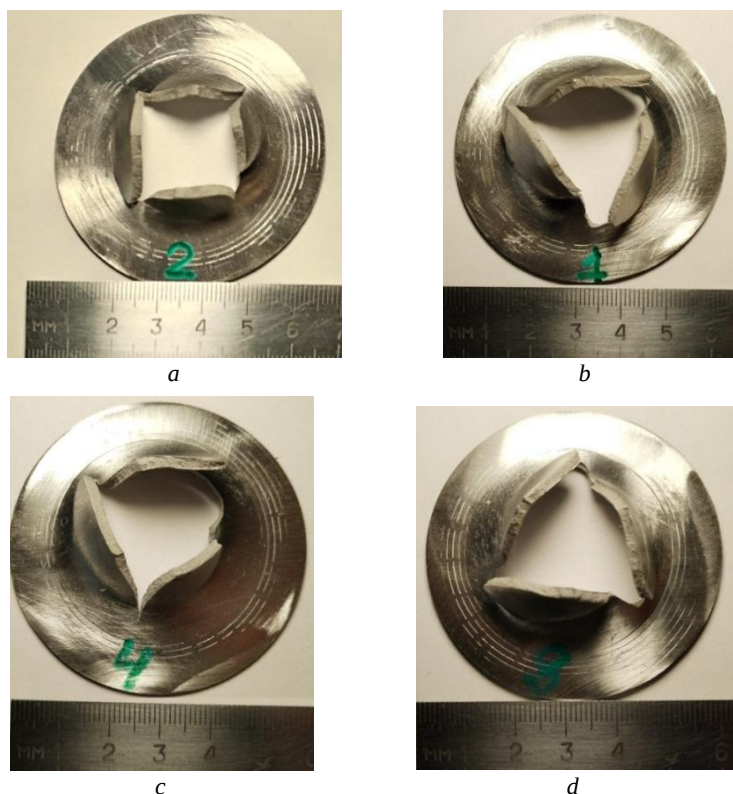


Рис. 4. Фотографии образцов после продавливания полусферическим индентором со скоростями: *a* – 10 м/с; *b* – 5 м/с; *c* – 1 м/с; *d* – 0,1 м/с

Fig. 4. Photographs of the samples after indentation with a hemispherical indenter at velocities of (a) 10, (b) 5, (c) 1, and (d) 0.1 m/s

Результаты численного моделирования условий высокоскоростного продавливания пластин сплава Mg–3Al–1Zn показали, что прочность при двухосном растяжении составляет 0.24 ГПа при скорости продавливания 10 м/с, а при скорости 0.1 м/с – 0.17 ГПа. Полученные оценки предела прочности сплава Mg–3Al–1Zn при динамическом продавливании согласуются с данными [1, 9, 10], полученными при одноосном растяжении. Значения предельных деформаций до разрушения при двухосном растяжении при продавливании оказались существенно ниже, чем при одноосном растяжении. Таким образом, для сплава Mg–3Al–1Zn в зоне разрушения образцов при двухосном растяжении при динамическом продавливании величина пластической деформации существенно ниже значений остаточного удлинения δ при одноосном растяжении при скоростях деформации 0.1, 10^2 и 10^3 с^{-1} и начальной температуре 295 К.

На рис. 5 показаны расчетные и экспериментальные зависимости силы от прогиба при скорости индентирования 10 м/с.

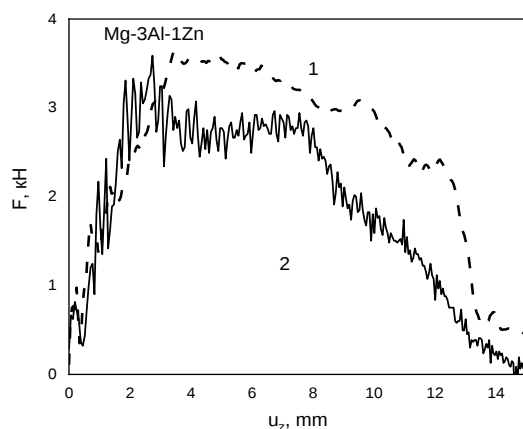


Рис. 5. Расчетные и экспериментальные зависимости силы от прогиба при скорости индентирования 10 м/с; 1 – расчет, 2 – эксперимент

Fig. 5. Calculated and experimental dependences of the force on deflection at an indentation velocity of 10 m/s; 1, calculation and 2, experiment

При динамическом продавливании до 10 м/с экспериментальные и расчетные зависимости усилия от прогиба имеют высокую корреляцию. Расчетное распределение эквивалентной пластической деформации в поперечном сечении деформированных образцов в момент времени 0.202 мс показано на рис. 6, а.

Результаты моделирования свидетельствуют, что при динамическом продавливании пластин магниевого сплава Mg–3Al–1Zn полусферическим индентором распределение эквивалентной пластической деформации неравномерно по толщине пластины. Максимальные значения эквивалентной пластической деформации достигаются при растяжении материала в приповерхностном слое на тыльной поверхности нагруженной пластины. Поэтому при продавливании трещины зарождаются именно с тыльной поверхности пластин, что приводит к образованию системы радиальных трещин с ростом деформации. Полученные результаты объясняют причины отсутствия кольцевых трещин и образования системы радиальных трещин при динамическом нагружении пластин магниевого сплава.

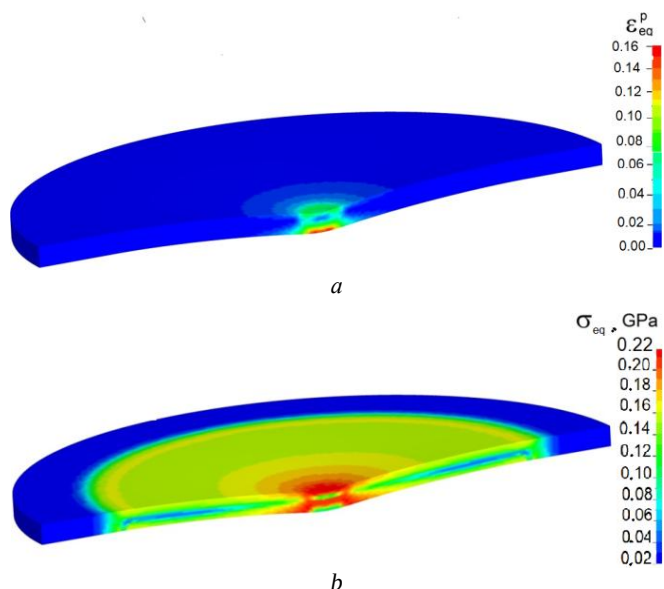


Рис. 6. Расчетное распределение эффективной пластической деформации в поперечном сечении образцов в момент времени 0.202 мс; скорость индентирования составляет 10 м/с (а). Расчетное распределение эквивалентных напряжений по Мизесу в поперечном сечении образцов сплава Mg–3Al–1Zn при продавливании за время 0.202 мс (b)

Fig. 6. (a) Calculated distribution of the effective plastic deformation in the cross section of the samples at a time instant of 0.202 ms with an indentation velocity of 10 m/s. (b) Calculated distribution of equivalent stresses according to von Mises in the cross section of the stamped samples made of Mg–3Al–1Zn alloy in a time of 0.202 ms

Рассчитанное распределение эквивалентного напряжения Мизеса в поперечном сечении образца сплава Mg–3Al–1Zn при продавливании в момент времени 0.202 мс показано на рис. 6, b. Расчетные распределения эквивалентных напряжений в сечении пластины при продавливании свидетельствуют, что вблизи срединной поверхности касательные напряжения существенно ниже, чем на контактных и тыльных свободных поверхностях пластины. Относительно низкое трение на контактных поверхностях, учитываемое в расчетной модели, не вносит существенных искажений в расчетные распределения эквивалентных напряжений по Мизесу и не вызывает изменений в характере зарождения трещин. Зарождения хрупких микротрещин не наблюдается. Эволюция эквивалентных напряжений и эквивалентных пластических деформаций соответствует вязкому характеру разрушения пластин из магниевого сплава в исследованном диапазоне скоростей продавливания до 10 м/с. Полученные результаты свидетельствуют о потенциальной возможности использования динамической штамповки для производства изделий из листового проката магниевого сплава Mg–3Al–1Zn.

На рис. 7 показано рассчитанное распределение эффективных скоростей деформации в поперечном сечении образцов сплава Mg–3Al–1Zn после продавливания со скоростью 10 м/с в моменты времени 0.202 мс (a) и 0,606 мс (b). Отметим, что полученная в расчетах конфигурация формирующихся трещин согласуется с экспериментальными результатами, показанными на рис. 4.

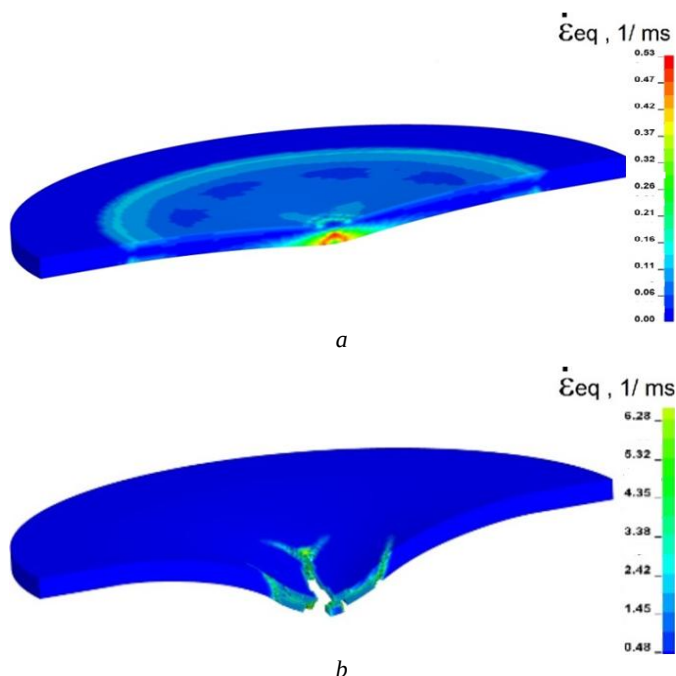


Рис. 7. Расчетное распределение эффективных скоростей деформации в поперечном сечении образцов сплава Mg-3Al-1Zn в момент времени 0,202 мс (а) и в момент времени 0,606 мс (б). Скорость индентирования составляет 10 м/с

Fig. 7. Calculated distribution of effective strain rates in the cross section of Mg-3Al-1Zn samples with an indentation velocity of 10 m/s at time instants of (a) 0.202 and (b) 0.606 ms

Скорость деформации в зоне пластической деформации при продавливании со скоростью 10 м/с изменяется в диапазоне от 100 до 530 с⁻¹. Скорость деформации в локальной зоне вблизи образования трещины может превышать эти значения до 6 300 с⁻¹. Таким образом, для повышения точности прогнозов механического поведения магниевого сплава Mg-3Al-1Zn (деформации, поврежденности и остаточных напряжений), получаемых в результате численного моделирования динамического продавливания пластин, необходимо использовать широкодиапазонные определяющие уравнения и кинетические модели повреждения и разрушения сплавов, учитывающие влияние параметров нагружения, таких как температура, скорость деформации, величина пластической деформации, параметр трехосности напряжений, а также структурных факторов, в том числе параметров зеренной структуры.

Расчетное распределение параметра трехосности напряженного состояния в поперечном сечении образцов сплава Mg-3Al-1Zn в момент времени 0.202 мс при скорости индентирования 10 м/с приведено на рис. 8, а. На рис. 8, б показана зависимость параметра трехосности напряжений от времени в центральной области на задней поверхности образца, где зарождаются радиальные трещины.

Полученные результаты численного моделирования высокоскоростного продавливания пластин сплава Mg-3Al-1Zn полусферическим индентором свидетельствуют, что материал пластины деформируется при напряженных состояниях, изменяющихся в объеме пластины в процессе деформации. Отметим, что на начальных

этапах прогиба пластины материал деформировался при отрицательных и положительных значениях параметра трехосности напряжений, что обусловлено состояниями растяжения и сжатия в слоях пластины при прогибе. Напряженное состояние изменяется при возникновении трещин, что приводит не только к изменению абсолютных значений параметра трехосности напряженного состояния, но и к изменению его знака, как показано на рис. 8, *b*.

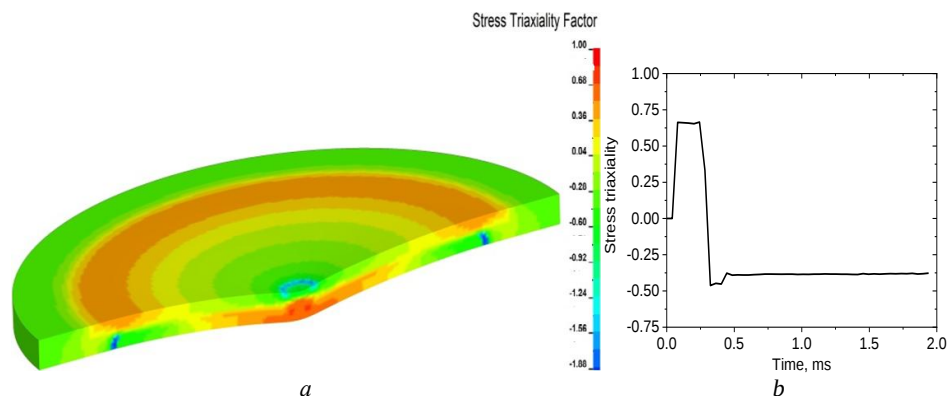


Рис. 8. Расчетное распределение коэффициента трехосности напряжений в поперечном сечении образца Mg-3Al-1Zn при индентировании в момент времени 0.202 мс (*a*). Зависимость от времени параметра трехосности напряжений в центральной точке на задней поверхности нагружаемого образца при скорости индентирования 10 м/с (*b*)

Fig. 8. (a) Calculated distribution of the stress triaxiality coefficient in the cross-section of the Mg-3Al-1Zn sample during indentation at a time instant of 0.202 ms. (b) Time dependence of the stress triaxiality parameter at the central point on the back surface of the loaded sample at an indentation velocity of 10 m/s

С увеличением скорости нагружения зарождение трещин происходит при меньших прогибах пластины. Поэтому результирующее влияние величины параметра трехосности напряжений на деформацию до разрушения уменьшается при увеличении скоростей деформации в условиях двухосного растяжения при динамическом продавливании.

Заключение

Проведено комплексное экспериментально-теоретическое исследование процессов деформации и разрушения магниевого сплава Mg-3Al-1Zn при одноосном растяжении образцов со скоростями деформации от 0.1 до 1 000 с⁻¹ и двухосном растяжении при продавливании полусферическим индентором со скоростями 0.1, 1, 5 и 10 м/с при комнатной температуре.

Полученные результаты свидетельствуют, что для сплава Mg-3Al-1Zn эквивалентные пластические деформации, при которых начинается накопление повреждений, близки к значениям возникновения неустойчивости пластического течения и снижаются с ростом скорости деформации растяжения от 0.1 до 1 000 с⁻¹.

Было показано, что для сплава Mg-3Al-1Zn в рассмотренном диапазоне скоростей нагружения от 0.1 до 10 м/с в процессе деформации при продавливании реализуется вязкое разрушение.

Полученные в данной работе результаты свидетельствуют, что для магниевого сплава Mg–3Al–1Zn при двухосном растяжении при продавливании в зоне разрушения образца величина пластической деформации значительно ниже значений остаточного удлинения до разрушения при одноосном растяжении со скоростями деформации 0,1, 10, 100 и 1000 с⁻¹ и начальной комнатной температурой.

Было показано, что эволюция эквивалентных напряжений и эквивалентных пластических деформаций соответствует вязкому характеру разрушения пластин из магниевого сплава в исследованном диапазоне скоростей продавливания.

Для магниевого сплава при двухосном растяжении при продавливании деформации до разрушения уменьшаются с ростом скорости деформации.

Полученные результаты численного моделирования высокоскоростного продавливания пластин сплава Mg–3Al–1Zn полусферическим индентором свидетельствуют, что материал пластины деформируется при напряженных состояниях, изменяющихся в объеме пластины в процессе деформации. Влияние на деформацию до разрушения параметра трехосности напряжения уменьшается при увеличении скоростей деформации.

Полученные результаты подтверждают потенциальную возможность использования динамической штамповки для производства изделий из листового проката магниевого сплава Mg–3Al–1Zn. Полученные в данной работе результаты могут быть использованы при разработке и для модификаций вычислительных моделей механического поведения конструкций из магниевого сплава, которые подвергаются пластическим деформациям при динамических воздействиях.

Список источников

1. Yang J., Zhu Z., Han S., Gu Y., Zhu Z., Zhang H.-D. Evolution, limitations, advantages, and future challenges of magnesium alloys as materials for aerospace applications // *Journal of Alloys and Compounds*. 2024. V. 1008. Art. 176707. doi: 10.1016/j.jallcom.2024.176707
2. Yang M., Chen C., Wang D., Shao Y., Zhou W., Shuai C., Yang Y., Ning X. Biomedical rare-earth magnesium alloy: Current status and future prospects // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2024. V. 12. P. 1260–1282. doi: 10.1016/j.jma.2024.03.014
3. Skripnyak V.V., Skripnyak V.A. Hexagonal close-packed (hcp) alloys under dynamic impacts // *Journal of Applied Physics*. 2022. V. 131. Art. 165902. doi: 10.1063/5.0085338
4. Wang J., Yuan X., Jin P., Ma H., Shi B., Zheng H., Chen T., Xia W. Study on modified Johnson-Cook constitutive material model to predict the dynamic behavior Mg-1Al-4Y alloy // *Materials Research Express*. 2020. V. 7 (2). Art. 026522. doi: 10.1088/2053-1591/ab7070
5. Luan J., Sun C., Li X., Zhang Q. Constitutive model for AZ31 magnesium alloy based on isothermal compression test // *Materials Science and Technology*. 2014. V. 30 (2). P. 211–219. doi: 10.1179/1743284713Y.0000000341
6. Huang X., Hou J., Lin B., Li B., Jiang B. Deformation localization behavior research of AZ31 magnesium alloy under impact load // *Journal of Physics: Conference Series*. 2023. V. 2541. Art. 012054. doi: 10.1088/1742-6596/2541/1/012054
7. Ozdur N.A., Ermana S.C., Seghir R., Stainier L., Aydiner C.C. Thermomechanical investigation of textured magnesium in an effort to validate crystal plasticity simulations // *Procedia Structural Integrity*. 2024. V. 61. P. 277–284. doi: 10.1016/j.prostr.2024.06.035
8. Needleman A., Tvergaard V. Analyses of Plastic Flow Localization in Metals // *Applied Mechanics Reviews*. 1992. V. 45 (3S). P. S3–S18. doi: 10.1115/1.3121390
9. Zerilli F.J., Armstrong R.W. Constitutive equation for h.c.p. metals and high strength alloy steels // *High strain rate effects on polymer, metal and ceramic matrix composites and other advanced materials*. New York: ASME, 1995. V. 48. Art. 121

10. Yasnikov I.S., Vinogradov A., Estrin Y. Revisiting the Considère criterion from the viewpoint of dislocation theory fundamentals // *Scripta Materialia*. 2014. V. 76. P. 37–40. doi: 10.1016/j.scriptamat.2013.12.009
11. Lukas P., Trojanova Z. Effect of fabrication processing on the deformation behaviour of AZ31 magnesium alloys // *Kovove Materialy-Metallic Materials*. 2011. V. 49. P. 385–391. doi: 10.4149/km-2011-6-385
12. Скрипняк В.А., Скрипняк В.В., Козулин А.А., Иохим К.В. Влияние концентраторов напряжений на механическое поведение магниевого сплава при высокоскоростной деформации в температурном диапазоне от 295 К до 673 К // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика*. 2019. № 1. С. 151–160. doi: 10.15593/perm.mech/2019.1.13

References

1. Yang J., Zhu Z., Han S., Gu Y., Zhu Z., Zhang H.-D. (2024) Evolution, limitations, advantages, and future challenges of magnesium alloys as materials for aerospace applications. *Journal of Alloys and Compounds*. 1008. Article 176707. doi: 10.1016/j.jallcom.2024.176707
2. Yang M., Chen C., Wang D., Shao Y., Zhou W., Shuai C., Yang Y., Ning X. (2024) Biomedical rare-earth magnesium alloy: Current status and future prospects. *Journal of Magnesium and Alloys*. 12. pp. 1260–1282. doi: 10.1016/j.jma.2024.03.014
3. Skripnyak V.V., Skripnyak V.A. (2022) Hexagonal close-packed (hcp) alloys under dynamic impacts. *Journal of Applied Physics*. 131. Article 165902. doi: 10.1063/5.0085338
4. Wang J., Yuan X., Jin P., Ma H., Shi B., Zheng H., Chen T., Xia W. (2020) Study on modified Johnson-Cook constitutive material model to predict the dynamic behavior Mg-1Al-4Y alloy. *Materials Research Express*. 7(2). Article 026522. doi: 10.1088/2053-1591/ab7070
5. Luan J., Sun C., Li X., Zhang Q. (2014) Constitutive model for AZ31 magnesium alloy based on isothermal compression test. *Materials Science and Technology*. 30(2). pp. 211–219. doi: 10.1179/1743284713Y.0000000341
6. Huang X., Hou J., Lin B., Li B., Jiang B. (2023) Deformation localization behavior research of AZ31 magnesium alloy under impact load. *Journal of Physics: Conference Series*. 2541. Article 012054. doi: 10.1088/1742-6596/2541/1/012054
7. Ozdur N. A., Erman S. C., Seghir R., Stainier L., Aydin C.C. (2024) A thermomechanical investigation of textured magnesium in an effort to validate crystalplasticity simulations. *Procedia Structural Integrity*. 61. pp. 277–284. doi: 10.1016/j.prostr.2024.06.035
8. Needleman A., Tvergaard V. (1992) Analyses of plastic flow localization in metals. *Applied Mechanics Reviews*. 45(3S). S3–S18. doi: 10.1115/1.3121390
9. Zerilli F.J., Armstrong R.W. (1995) Constitutive equation for h.c.p. metals and high strength alloy steels. *High strain rate effects on polymer, metal and ceramic matrix composites and other advanced materials*. New York: ASME. 48. pp. 121–126.
10. Yasnikov I.S., Vinogradov A., Estrin Y. (2014) Revisiting the Considère criterion from the viewpoint of dislocation theory fundamentals. *Scripta Materialia*. 76. pp. 37–40. doi: 10.1016/j.scriptamat.2013.12.009
11. Lukas P., Trojanova Z. (2011) Effect of fabrication processing on the deformation behaviour of AZ31 magnesium alloys. *Kovove Materialy – Metallic Materials*. 49. pp. 385–391. doi: 10.4149/km-2011-6-385
12. Skripnyak V.A., Skripnyak V.V., Kozulin A.A., Iokhim K.V. (2019) Vliyanie kontsentratorov napryazheniy na mekhanicheskoe povedenie magnievogo splava pri vysokoskorostnoy deformatsii v temperaturnom diapazone ot 295 K do 673 K [The influence of stress concentrators on the magnesium alloy mechanical behavior under deformation at high strain rates in the temperature range from 295 to 673 K]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mekhanika – PNRPU Mechanics Bulletin*. 1. pp. 151–160. doi: 10.15593/perm.mech/2019.1.13

Сведения об авторах:

Скрипняк Владимир Владимирович – кандидат физико-математических наук, доцент кафедры механики деформируемого твердого тела Томского государственного университета (Томск, Россия). E-mail: skrp2012@yandex.ru

Скрипняк Наталья Владимировна – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник Лаборатории свойств веществ в экстремальных состояниях Научного управления Томского государственного университета (Томск, Россия). E-mail: natali.skrp@mail.ru

Загородкин Олег Николаевич – аспирант кафедры механики деформируемого твердого тела Томского государственного университета (Томск, Россия). E-mail: still035@gmail.com

Скрипняк Владимир Альбертович – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой механики деформируемого твердого тела Томского государственного университета (Томск, Россия). E-mail: skrp2006@yandex.ru

Information about the authors:

Skripnyak Vladimir V. (Candidate of Physics and Mathematics, Associate Professor, Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: skrp2012@yandex.ru

Skripnyak Nataliya V. (Candidate of Physics and Mathematics, Senior Researcher, Laboratory for Properties of Substances in Extreme States, Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: natali.skrp@mail.ru

Zagorodkin Oleg N. (Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: still035@gmail.com

Skripnyak Vladimir A. (Doctor of Physics and Mathematics, Professor, Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: skrp2006@yandex.ru

Статья поступила в редакцию 03.03.2025; принята к публикации 09.06.2025

The article was submitted 03.03.2025; accepted for publication 09.06.2025