Численное моделирование высокоскоростного формования пластин из легких сплавов с учетом локализации пластической деформации и эволюции поврежденности / В.В. Скрипняк, С.А. Зелепугин, А.Е. Кирюшкин, Н.В. Скрипняк, В.А. Скрипняк – DOI: 10.15593/perm.mech/2025.5.12 // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2025. – № 5. – С. 168–179.

Perm Polytech Style: Skripnyak V.V., Zelepugin S.A., Kiryushkin A.E., Skripnyak N.V., Skripnyak V.A. Numerical simulation of high-speed forming of plates from light alloys taking into account the localization of plastic deformation and the evolution of damage. *PNRPU Mechanics Bulletin,* 2025, no. 5, pp. 168-179. DOI: 10.15593/perm.mech/2025.5.12

пермский политех

ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА
№ 5, 2025
PNRPU MECHANICS BULLETIN
https://ered.pstu.ru/index.php/mechanics/index



Научная статья

DOI: 10.15593/perm.mech/2025.5.12
УДК 539.3

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ФОРМОВАНИЯ ПЛАСТИН ИЗ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ С УЧЕТОМ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЭВОЛЮЦИИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ

В.В. Скрипняк, С.А. Зелепугин, А.Е. Кирюшкин, Н.В. Скрипняк, В.А. Скрипняк

Национальный Исследовательский Томский государственный университет, Томск, Российская Федерация

О СТАТЬЕ

Получена: 15 августа 2025 г.
Одобрена: 20 октября 2025 г.
Принята к публикации:
25 октября 2025 г.

Ключевые слова:

численное моделирование, высокоскоростное формование, легкие сплавы, алюминиевые сплавы, магниевые сплавы, испытание на динамическое продавливание, локализация деформации, повреждение.

АННОТАЦИЯ

В данной работе представлены результаты исследования процессов пластической деформации и образования трещин при вдавливании полусферического пуансона со скоростями 5 и 10 м/с в пластины сплавов АМг2 и МА2-1, относящихся к разным изомеханическим группам легких сплавов. Цель исследования состояла в изучении адекватности прогнозов численного моделирования пластической деформации и образования трещин в пластинах легких сплавов при высокоскоростной штамповке без предварительного нагрева.

Для описания механического поведения сплавов применялись модификации моделей Зерилли-Армстронга для материалов с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой и гексагональной плотноупакованной решеткой, а также модель повреждения и разрушения деформируемых сред Гурсона-Твергаарда-Нидлмана.

Показано, что при численном моделировании модификации моделей позволяют прогнозировать особенности развития локализации деформации в пластинах при высокоскоростной штамповке, приводящие к формированию зон повреждения легких сплавов и образования трещин. Результаты моделирования свидетельствуют о возможности увеличения пластических деформаций в пластинах сплавов с ростом скорости штампа при комнатной температуре. При продавливании пластин сплавов полусферическим пуансоном со скоростью 10 м/с в условиях двухосного высокоскоростного растяжения реализуется эффект увеличения предельных пластических деформаций.

Полученные результаты указывают на адекватность рассмотренных модификаций моделей для компьютерного проектирования технологий высокоскоростной штамповки без нагрева и расширяют потенциальные возможности использования динамической штамповки для производства изделий из листового проката легких сплавов.

© **Скрипняк Владимир Владимирович** – к. ф.-м. н., доцент кафедры механики деформируемого твердого тела,
e-mail: skrp2012@yandex.ru, ID: 0000-0003-2238-5856
Сергей Алексеевич Зелепугин – д. ф.-м. н., с. н. с., профессор кафедры механики деформируемого твердого тела,
e-mail: szel@yandex.ru, ID: 0000-0002-1209-4580
Александр Евгеньевич Кирюшкин – к. ф.-м. н., с. н. с. сектора 24 отдела 20 НИИ прикладной математики и механики,
e-mail: sashakir94@mail.ru, ID: 0009-0006-2733-3093
Наталья Владимировна Скрипняк – к. ф.-м. н., с. н. с. лаборатории Свойств веществ в экстремальных состояниях,
e-mail: natali.skrp@mail.ru, ID: 0000-0003-1634-5882
Владимир Альбертович Скрипняк – д. ф.-м. н., профессор, заведующий кафедрой механики деформируемого твердого тела,
e-mail: skrp2006@yandex.ru, ID: 0000-0001-7162-3983

Vladimir V. Skripnyak – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Associated Professor of Department of Mechanics of Deformable Solids, e-mail: skrp2012@yandex.ru, ID: 0000-0003-2238-5856
SergeyA. Zelepugin – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Senior Researcher, Professor of Department of Mechanics of Deformable Solids, e-mail: szel@yandex.ru, ID: 0000-0002-1209-4580
Alexander E. Kiryushkin – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Senior Researcher, Sector 24, Department 20, Research Institute of Applied Mathematics and Mechanics, e-mail: sashakir94@mail.ru, ID: 0009-0006-2733-3093
Natalia V. Skripnyak – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Senior Researcher, Laboratory of Properties of Substances in Extreme States, e-mail: natali.skrp@mail.ru, ID: 0000-0003-1634-5882
VladimirA. Skripnyak – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of the Department of Mechanics of Deformable Solids, e-mail: skrp2006@yandex.ru, ID: 0000-0001-7162-3983

Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)
This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

NUMERICAL SIMULATION OF HIGH-SPEED FORMING OF PLATES FROM LIGHT ALLOYS TAKING INTO ACCOUNT THE LOCALIZATION OF PLASTIC DEFORMATION AND THE EVOLUTION OF DAMAGE

V.V. Skripnyak, S.A. Zelepugin, A.E. Kiryushkin, N.V. Skripnyak, V.A. Skripnyak

National Research Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 15 August 2025
Approved: 20 October 2025
Accepted for publication:
25 October 2025

Keywords:

numerical simulation, high-speed forming, light alloys, aluminum alloys, magnesium alloys, dynamic punching test, strain localization, damage.

ABSTRACT

This paper presents the results of a numerical study of plastic deformation and crack formation processes during the pressing a hemispherical punch at speeds of 5 and 10 m/s into AMg2 aluminum alloy plates and MA2-1 magnesium alloy plates, which belong to different isomechanical groups of light alloys. The aim of the study was to investigate the adequacy of the predictions of numerical modeling of plastic deformation and crack formation in light alloy plates during high-speed stamping without preheating.

To describe the mechanical behavior of the alloys, modifications of the Zerilli-Armstrong models for alloys with a face-centered cubic crystal lattice and a hexagonal close-packed lattice, as well as the Gurson-Tvergaard-Needleman model of damage and destruction of deformable media were used. It is shown that the modifications of the models allow predicting the features of deformation localization development during high-speed stamping, which lead to the formation of localized zones of damage to light alloys and cracks, using numerical simulation. The simulation results indicate the possibility of increasing plastic deformations in alloy plates before their destruction at room temperature with increasing stamp speed. The effect of increasing the ultimate plastic deformations under biaxial high-speed tension is realized when extruding alloy plates with a hemispherical punch at a speed of 10 m/s. The obtained results substantiate the possibility of using the considered modifications of the models for computer design of high-speed stamping technologies without heating of light alloys related to the FCC and HCP isomechanical groups, which expands the potential of using dynamic stamping for the production of products from light alloy sheet metal.

Введение

Необходимость производства элементов конструкций из листового проката алюминиевых, магниевых и титановых сплавов в автомобилестроении, судостроении, авиастроении, электронном приборостроении обусловила развитие ресурсосберегающих и энергосберегающих технологий динамической штамповки, включая динамическую гидроформовку, электрогидравлическую формовку, электромагнитную высокоскоростную формовку [1-4]. Актуальность применения высокоскоростного формования сложных трехмерных элементов конструкций в различных областях техники обусловлена существенным увеличением предельных деформаций до начала повреждения и макроскопического разрушения алюминиевых, магниевых и титановых сплавов с ростом скорости деформации при комнатной температуре. При этом по сравнению с режимами горячего формования существенно снижается влияние динамической рекристаллизации на рост размеров зерен легких сплавов и, соответственно, на их прочностные характеристики. Эффект увеличения предельной эквивалентной деформации с ростом скорости деформации был установлен для деформируемых алюминиевых сплавов в работах Лю [5], Смерда [6], Ма [7], Скрипняка [8], Равиндранада [9] с соавторами, для магниевых сплавов в работах Муругесана [10], Ли [11], Скрипняка [12] с соавторами.

В настоящее время динамическая формовка рассматривается как важная ресурсосберегающая и энергосберегающая технология изготовления тонкостенных деталей сложной формы из алюминиевых, магниевых и титановых сплавов при комнатной температуре, как показано в обзорах Джуна [13] и Мадхусудхана [14]. Необходимо отметить, что увеличение предельной деформации не наблюдается при динамической формовке стального проката при комнатной температуре [15].

Для компьютерного проектирования технологической оснастки и режимов формования элементов конструкций из листового проката легких сплавов востребованы модели механического поведения, учитывающие особенности деформации и возникновения повреждений структуры легких сплавов при больших степенях деформации и высоких скоростях пластической деформации. Разработка подобных моделей интенсивно ведется в настоящее время [16–18]. Отметим, что существует принципиальное препятствие для разработки универсальных феноменологических моделей, обеспечивающих высокую степень адекватности прогнозирования механического поведения легких сплавов при высокоскоростной штамповке. Сплавы с ГЦК и ГПУ решетками имеют различия в физических механизмах пластической деформации и закономерностях развития повреждений. Разные вклады механизмов двойникования в развитие пластической деформации ГЦК и ГПУ сплавов приводят к необходимости учитывать особен-

ности закономерностей механического поведения в широком диапазоне скоростей деформации [19]. Эль-Ати с соавторами [17; 18] провели анализ возможности описания механического поведения легких сплавов с использованием трех модификаций феноменологической модели Джонсона-Кука с 6, 8, и 27 коэффициентами, а также модификации разработанной с учетом дислокационных механизмов пластической деформации модели Зерилли-Армстронга. Полученные результаты показали, что наилучшую корреляцию расчетов с экспериментальными данными для алюминиевого сплава AA2060 показала модификация модели Джонсона-Кука с 27 коэффициентами, предложенная в [20]. Однако, для компьютерного проектирования технологий формования легких сплавов использование нелинейных моделей с большим количеством коэффициентов существенно затрудняет многовариантные расчеты для определения рациональных режимов формования изделий.

Механическое поведение легких сплавов при высоких скоростях деформации обусловлено рядом физических явлений, приводящих к нелинейным зависимостям пластических деформаций от реализующихся напряжений. Наиболее существенными из этих явлений можно выделить деформационное упрочнение, обусловленное эволюцией дефектной структуры на уровне зерен, проявление неустойчивости пластической деформации с образованием полос локализации, повышение температуры в результате диссипативных эффектов, зарождение и рост микроповреждений с последующим формированием трещин и макроскопической фрагментации.

В этой связи при численном моделировании высокоскоростного формования изделий из легких сплавов целесообразно использовать определяющие соотношения, учитывающие нелинейные закономерности упругопластического поведения и развития повреждений при динамическом нагружении сплавов.

Такие модели интенсивно развиваются в настоящее время. Возможность использования таких моделей, разработанных в рамках указанного подхода, для описания деформации титанового сплава ВТ1-0 и оценки остаточных напряжений при формовании были показаны Скрипняком [21]. Соковиков с соавторами показал [22], что нелинейный механический отклик и образование полос адиабатического сдвига при высокоскоростной деформации алюминиевого сплава связаны со структурно-масштабным переходом в системе микросдвигов.

Целью данной работы является анализ адекватности модификаций моделей Зерилли-Армстронга совместно с моделью повреждения и разрушения Гурсона-Твергаарда-Нидлемана для описания деформации листового проката сплавов АМг2 и МА2-1 при продавливании полусферическим пуансоном со скоростями 5 и 10 м/с. Сплав АМг2 является аналогом сплава АА 5052, хорошо сваривается и широко используется для штамповки с нагревом при изготовлении элементов конструкций, используемых в автомобилестроении, судостроении, авиастроении и др. Сплав МА2-1 является аналогом широко используемого сплава AZ31 (Mg-3Al-Zn), применяемого для создания легких элементов различных технических конструкций.

1. Материалы и метод испытаний

Испытания на динамическое продавливание полусферическим пуансоном образцов листового проката сплавов АМг2 [8] и МА2-1 [24] в состоянии поставки выполнялись на сервогидравлическом стенде Instron VHS 40/50-20 в соответствии с ГОСТ 10510-80, ASTM E643-09, ISO 8490-86, рекомендациями [23].

Образцы для испытаний диаметром 60 мм из тонколистового проката АМг2 толщиной 1,1 ± 0,05 мм были вырезаны электроэрозионным методом. В состоянии поставки сплав АМг2 имеет условный статический предел текучести 59 МПа, временное сопротивление от 225 МПа, модуль Юнга 71 ГПа, модуль сдвига 26,7 ГПа, коэффициент Пуассона $\nu = 0{,}33$. Сплав обладает удельной теплоемкостью C_p= 0,900 кДж/(кг·К), температуру плавления T_m = 908 К, значением коэффициента Тейлора-Куинни $\beta \approx 0{,}9$. Массовая плотность сплава АМг2 при комнатной температуре составляет 2690 кг/м^3.

Образцы сплава МА2-1 толщиной 2,0 ± 0,01 мм были вырезаны из прутка магниевого сплава диаметром 60 мм электроэрозионным методом ортогонально его оси. В состоянии поставки при температуре 295 К сплав МА2-1 имеет условный статический предел текучести $\sigma_{0,2}$ = 150±5 МПа, предел прочности σ_B = 250 ± 10 МПа, модуль Юнга E = 44,55 ГПа, модуль сдвига μ = 16,5 ГПа, коэффициент Пуассона $\upsilon = 0{,}35$. Сплав в поликристаллическом состоянии со средними размерами равноосных зерен ~ 40 мкм обладает удельной теплоемкостью C_p= 1088,5 Дж/(кг·К), температурой плавления T_{melt} = = 923 К и имеет значения коэффициента Тейлора-Куинни β, изменяющимся в процессе деформации в диапазоне от ~ 0,4 до ~0,6. Такое изменение коэффициента Тейлора-Куинни обусловлено существенным изменением запасаемой внутренней энергией при деформационном упрочнении сплава.

Поверхности образцов полировались и смазывались смазкой ИПФ ЭР-3 для снижения коэффициента трения между образцом и пуансоном. В процессе испытаний на продавливание образцов сплавов с высоким временным разрешением регистрировались изменения усилия на пуансоне, а также максимальные перемещения в зоне контакта. Высокоскоростной сервогидравлический стенд Instron VHS 40/50-20 обеспечивал с высокой степенью постоянства заданные скорости индентирования до 10 м/с. Скорости перемещения образца регистрировались с временным разрешением 0,0001 с вплоть до разрушения образцов. Датчик усилий размещался в пуансоне, а образец закреплялся в зажимном устройстве, перемещающемся с заданной скоростью. Эта методика испытаний на высокоскоростное продавливание образцов сплавов АМг2 и МА2-1 для каждой скорости продавливания позволяет получать регистрируемые изме-

нения усилия продавливания и смещений с доверительным интервалом менее 5 % от амплитуд измеряемых величин. Полученные экспериментальные результаты были использованы для анализа адекватности определяющих соотношений и моделей повреждения деформируемых сплавов при динамическом продавливании полусферическим пуансоном.

2. Численное моделирование процессов высокоскоростной деформации при формовании листового проката легких сплавов

Численное моделирование пластического течения и развития повреждений при динамическом продавливании пластин полусферическим пуансоном проводилось с использованием оригинальных модулей UMAT [25; 26] в комплексе LS DYNA в ANSYS WB 19.2. Легкие сплавы рассматриваются как повреждаемые среды, состоящие из конденсированной фазы и объемных повреждений. Для описания динамики процесса деформирования в вычислительной модели используется система уравнений в Лагранжевой постановке, включающая уравнения сохранения (массы, импульса и энергии) (1), определяющие соотношения в форме (2), кинематические соотношения (3), уравнение состояния конденсированной фазы в форме Ми-Грюнайзена (4) и потенциала Бёрча-Мурнагана (5), релаксационное уравнение для компонент девиатора тензора напряжений (6):

$$\frac{1}{\rho}\frac{d\rho}{dt}=-\frac{\rho}{\rho_0}\nabla_i u_i,\ \rho\frac{du_i}{dt}=-\nabla_j \sigma_{ij},\ \rho\frac{dE}{dt}=-\sigma_{ij}\dot{\varepsilon}_{ij}, \quad (1)$$

$$\sigma_{ij}=\sigma_{ij}^{(m)}\varphi(f^*),\ \sigma_{ij}^{(m)}=-p^{(m)}\delta_{ij}+S_{ij}^{(m)} \quad . \quad (2)$$

где ρ_0 – начальная массовая плотность конденсированной фазы сплава, ρ – массовая плотность, t – время, u_i – компоненты вектора массовой скорости, E – удельная внутренняя энергия, σ_{ij} – компоненты тензора напряжения, $\sigma_{ij}^{(m)}$ – компоненты тензора напряжения в конденсированной фазе, $\varphi(f^*)$ – функция, устанавливающая связь между эффективными напряжениями поврежденной среды σ_{ij}, δ_{ij} – символ Кронекера, f^* – эффективный параметр поврежденности, $p^{(m)}$ – давление в конденсированной фазе, $S_{ij}^{(m)}$ – компоненты девиатора тензора напряжения в конденсированной фазе, $\dot{\varepsilon}_{ij}$ – компоненты тензора скорости деформации.

$$\dot{\varepsilon}_{ij}=(1/2)[\partial u_i/\partial x_j+\partial u_j/\partial x_i),$$
$$\dot{\omega}_{ij}=(1/2)[\partial u_i/\partial x_j-\partial u_j/\partial x_i)$$

$$\dot{\varepsilon}_{ij}=\dot{\varepsilon}_{ij}^e+\dot{\varepsilon}_{ij}^p,\ \dot{\varepsilon}_{ij}^p=\dot{e}_{ij}^p+(1/3)\delta_{ij}\dot{\varepsilon}_{kk}^p,$$
$$\dot{e}_{ij}=\dot{\varepsilon}_{ij}-(1/3)\delta_{ij}\dot{\varepsilon}_{kk},\ \dot{e}_{ij}=\dot{\varepsilon}_{ij}-(1/3)\delta_{ij}\dot{\varepsilon}_{kk}, \quad (3)$$
$$\dot{e}_{ij}^p=\dot{\lambda}\partial\Phi/\partial\sigma_{ij},\quad \dot{\varepsilon}_{kk}^p=\dot{f}_{growth}/(1-f).$$

где x_i – декартовы координаты, i = 1, 2, 3, $\dot{\omega}_{ij}$ – компоненты тензора скорости изгиба-кручения, $\dot{\varepsilon}_{ij}^p$ – компоненты тензора скорости пластической деформации, $\dot{e}_{ij}^p$ – девиаторная часть компоненты тензора скоростей пластических деформаций, $\dot{f}_{growth}$ – скорость роста параметра поврежденности, f – параметр поврежденности среды, Φ – пластический потенциал, $\dot{\lambda}$ – параметр, полученный из условия пластического течения $\dot{\Phi}=0$.

$$p^{(m)}=p_x^{(m)}(\rho)+\Gamma(\rho)\rho E_T,\ E_{\mathbf{T}}=C_{\mathbf{p}}T, \quad (4)$$

$$p_x^{(m)}=\frac{3}{2}B_0\cdot((\rho_0/\rho)^{-7/3}-(\rho_0/\rho)^{-5/3})\times \times[1-\frac{3}{4}(4-B_1)\cdot((\rho_0/\rho)^{-2/3}-1)], \quad (5)$$

$$DS_{ij}^{(m)}/Dt=2\mu^{(m)}(\dot{\varepsilon}_{ij}^e-\delta_{ij}\dot{\varepsilon}_{kk}^e/3), \quad (6)$$

где Γ – коэффициент Грюнайзена, B_0, B_1 – модуль объемного сжатия конденсированной фазы среды и его производная по давлению, соответственно, E_T – тепловая составляющая удельной внутренней энергии, C_p – удельная теплоемкость, $D(\cdot)/Dt$ – производная Яуманна, $\mu^{(m)}$ – модуль сдвига конденсированной фазы среды.

В рамках подхода, предложенного Курраном с соавторами [27], приращение параметра поврежденности во времени обусловлено зарождением $\dot{f}_{nucl}$ и ростом $\dot{f}_{growth}$ дефектов структуры (повреждений). Связь скорости роста дефектов структуры со скоростью эквивалентной пластической деформации $\dot{\varepsilon}_{eq}^p$ и приращением объемной неупругой деформации $\dot{\varepsilon}_{kk}^p$ описана соотношениями (7) в рамках модели Гурсона-Твергаарда-Нидлемана (GTN) [28].

$$\dot{f}=\dot{f}_{nucl}+\dot{f}_{growth},$$
$$\dot{f}_{nucl}=[f_N/(\sqrt{2\pi}\ s_N)]\exp\{-0.5[(\varepsilon_{eq}^p-\varepsilon_N)/s_N]^2\}\dot{\varepsilon}_{eq}^p, \quad (7)$$
$$\dot{f}_{growth}=(1-f)\dot{\varepsilon}_{kk}^p,$$

где ε_N – средняя деформация начала зарождения дефектов, s_N и f_N – параметры распределения зарождаемых дефектов по размерам в материале.

Отметим, что зарождение дефектов структуры начинается не с момента начала развития пластических деформаций, а при достижении пластической деформацией некоторого порогового уровня, определяемого параметром ε_N. Такой подход в большей степени соответствует результатам микроструктурных исследований деформируемых сплавов [28].

Эффективный параметр поврежденности f^* деформируемых легких сплавов определяется в соответствии с (8).

$$f^* = f \ if \ f \le f_c$$
$$f^* = f_c + (f_F - f_c)/(f_F - f_c) \ if \ f > f_c, \quad (8)$$

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

Макроскопическое вязкое разрушение легких сплавов происходит при формировании трещин как кластера материальных частиц материала, в которых параметр поврежденности f^* достигает порогового значения f_F.

Эффективное эквивалентное напряжение течения среды σ_{eq} с учетом повреждений описывалось с использованием пластического потенциала повреждаемой среды в форме Гурсона – Твергаарда – Нидлемана (9) [28]:

$$(\sigma_{eq}^2/\sigma_s^2) + 2q_1 f^* \cosh[-q_2\, 0{,}5\, (p^{(m)}/\sigma_{eq})] - 1 - q_3(f^*)^2 = 0, \quad (9)$$

где $\sigma_{eq} = [(3/2)\sigma_{ij}\sigma_{ij} - 0{,}5\sigma_{kk}^2]^{1/2}$ – эквивалентное напряжение Мизеса среды с повреждениями, σ_s – напряжение течения конденсированной фазы материала, $p^{(m)}$ – давление, q_1, q_2 и q_3 – параметры модели.

Уравнение (9) является аналогом критерия пластичности Мизеса для среды с повреждениями и использует значение напряжения течения конденсированной фазы материала σ_s, величину которого необходимо определить в рамках моделей для конкретных изомеханических групп материалов. В данной работе для изомеханических групп сплавов с ГЦК и ГПУ решетками использовались модификации моделей Зерилли – Армстронга в форме (10) и (11), соответственно [29; 30].

$$\sigma_s = (C_1 + k_{hp} d_g^{-1/2}) + C_2 (\varepsilon_{eq}^p)^{n_1} \exp\{-C_3 T^* + C_4 T^* \ln(\varepsilon^*)\}, \quad (10)$$

$$\sigma_s = (C_1 + k_{hp} d_g^{-1/2}) + C_2 (\varepsilon_{eq}^p)^{n_1} \exp\{(-C_3 + C_4 \varepsilon_{eq}^p) T^* + (C_5 + C_6 T^*) \ln(\varepsilon^*)\}, \quad (11)$$

где $C_1 \ldots C_6$, n_1, k_{hp} – постоянные материала, d_g – средний размер зерна, $\varepsilon^* = \dot{\varepsilon}_{eq}/\dot{\varepsilon}_{eq0}$, $\dot{\varepsilon}_{eq} = [(2/3)\dot{\varepsilon}_{ij}\dot{\varepsilon}_{ij}]^{1/2}$, $\dot{\varepsilon}_{eq0} = 1c^{-1}$, $T^* = (T - 295K)/(T_{melt} - 295K)$, $0 \le T \le T_{melt}$, T – температура, T_{melt} – температура плавления сплава.

Изменение температуры деформируемого материала при высокоскоростной пластической деформации, вследствие диссипации подводимой механической энергии, определялось в адиабатическом приближении (12) [6].

$$T = T_0 + \int_0^{\varepsilon_{eq}^p} (\beta/\rho C_p)\, \sigma_{eq}\, d\varepsilon_{eq}^p, \quad (12)$$

где T_0 – начальная температура среды, β – коэффициент Тейлора-Куинни, σ_{eq} –эквивалентное напряжение Мизеса, ρ – массовая плотность, $C_p(T)$ – удельная теплоемкость конденсированной фазы среды при постоянном давлении, $d\varepsilon_{eq}^p$ – приращение эквивалентной пластической деформации.

При деформации поликристаллических алюминиевых и магниевых сплавов зарождение микроповреждений начинается в зонах локализации пластической деформации. В качестве критерия устойчивости пластического течения может быть использован критерий Консидере в форме (13), учитывающий, что напряжения течения легких сплавов зависят от температуры, скорости пластической деформации и изменяются в результате деформационного упрочнения и роста повреждений при динамическом нагружении [24].

$$\frac{\partial \sigma_s}{\partial \varepsilon_{eq}^p} + \frac{\partial \sigma_s}{\partial \dot{\varepsilon}_{eq}^p}\frac{\partial \dot{\varepsilon}_{eq}^p}{\partial \varepsilon_{eq}^p} + \frac{\partial \sigma_s}{\partial T}\frac{\partial T}{\partial \varepsilon_{eq}^p} + \frac{\partial \sigma_s}{\partial f^*}\frac{\partial f^*}{\partial \varepsilon_{eq}^p} = \sigma_s \ . \quad (13)$$

При близкой к постоянной скорости деформации и отсутствии повреждений в сплаве до нагружения, критерий (13) может быть приведен к упрощенной форме (14).

$$\frac{\partial \sigma_s}{\partial \varepsilon_{eq}^p} = \left(1 - \frac{\partial \sigma_s}{\partial T}\frac{\beta}{\rho C_p}\right)\sigma_s \ . \quad (14)$$

Критерий (14) с учетом (12) и соотношений (10) или (11) позволяет установить условие возникновения локализации пластических сдвигов и оценить ε_N. Отметим, что величина коэффициента деформационного упрочнения и значение соответствующего параметра ε_N могут варьироваться в зависимости от скорости деформации и температуры.

Для определения коэффициентов материалов в (11) и (12) были использованы экспериментальные данные, полученные при испытаниях сплавов при растяжении [5–8; 10; 12; 31]. Методики определения коэффициентов ранее подробно обсуждались в [13, 20; 28; 30; 31]. Для сплава АМг2 использовалось уравнение (11) со следующими значениями коэффициентов модели: C_1 = 78 МПа, C_2 = 341 МПа, C_3 = 0,01 при 295 K< T < 495 K, C_3= 6.12 при 495 K ≤ T≤ 908 K, C_4 = 0,018, n_1 = 0,25, k_{hp} = = 76 МПа·мкм$^{1/2}$, q_1 = 1,5, q_2 = 1, q_3 = 2,25, f_0 = 0, f_N = 0,0135, f_c = 0,021, f_F = 0,260, ε_N = 0,3, s_N = 0,1.

Для сплава МА2-1 использовалось уравнение (12) со следующими значениями коэффициентов: C_1=161 МПа, C_2= 669,1 МПа, C_3= 3,38, при 295 K< T < 695 K C_4 = 3,38 при 295 K< T < 695 K, C_5 = 0,0149, C_6=0,26, n_1=0,65, k_{hp}= 181 МПа·мкм$^{1/2}$, 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, ε_N = 0,1, s_N = 0,02.

Отметим, что численные значения коэффициентов были определены с использованием данных стандартных экспериментов по высокоскоростному одноосному растяжению образцов сплавов и использованы для численного моделирования высокоскоростного продавливания пластин полусферическим пуансоном, при котором реализуется двухосное напряженное состояние.

Начальные условия для системы уравнений (1)–(14) соответствовали свободному от напряжений состоянию материала в однородном температурном поле. Граничные условия для 3D задачи соответствуют продавливанию пластины полусферическим пуансоном диаметром

20 мм с постоянной скоростью V_0. В зоне поверхности контакта абсолютно жесткого пуансона и пластины задано контактное условие. По контуру круглой пластины задано жесткое закрепление. Вне поверхности контакта с пуансоном на поверхности пластины заданы свободные от напряжений граничные условия [8].

Расчеты выполнены с использованием решателя LS DYNA в составе WB ANSYS 19.2, реализующего конечно-разностную схему второго порядка точности. Расчеты проводились с использованием сеточных моделей с характерным размером шага сетки 0,3 мм. Для дискретизации расчетной области образца использовались трехмерные линейные лагранжевые гексагональные элементы. Выбранный шаг пространственной сетки обеспечивал сходимость численных результатов.

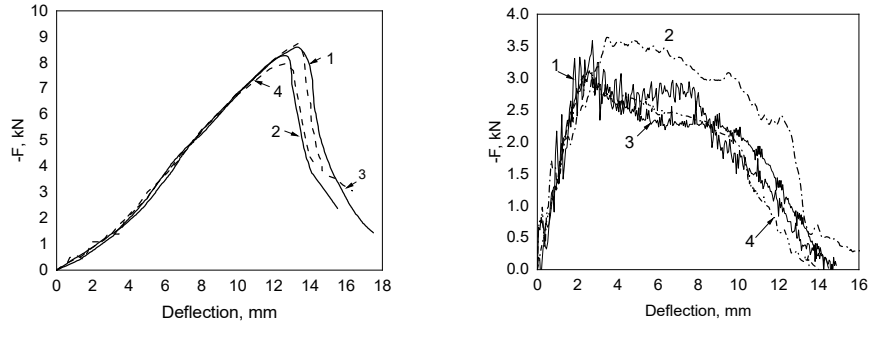
3. Результаты и обсуждение

Расчетные диаграммы «усилие – прогиб» тонколистового проката сплавов АМг2 и МА2 при скоростях 5 и 10 м/с в сравнении с экспериментальными диаграммами показаны на рис. 1. Результаты свидетельствуют об адекватности моделей для решения задач динамической штамповки при комнатной температуре. Отметим, что результаты моделирования показали увеличение предельной эквивалентной деформации сплавов с ростом скорости продавливания.

Начало релаксации усилия на диаграммах продавливания связано с развитием локализации деформации и развитием повреждений сплавов. При высокоскоростном продавливании зарождение и рост повреждений в сплаве МА2-1 приводят к осцилляциям расчетных значений усилия.

Расчетные диаграммы продавливания на стадии формирования макротрещин в МА2-1 качественно подобны экспериментальным данным, но имеют некоторое количественное отклонение от регистрируемых диаграмм. Это связано с особенностями протекания локализации высокоскоростного пластического течения, способствующего зарождению микроповреждений и формированию мезоскопических трещин. Результаты моделирования показали, что с ростом скорости продавливания при комнатной температуре реализуемые предельные пластические деформации до образования трещин в легких сплавах увеличиваются. Полученные результаты согласуются с экспериментальными данными [8; 24; 32; 33].

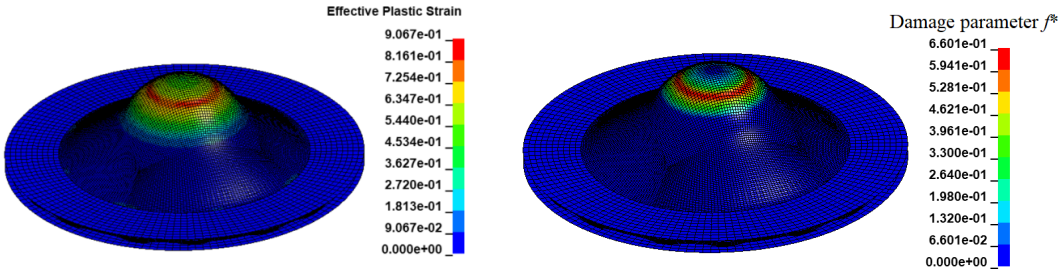
На рис. 2 показано распределение расчетных эквивалентных пластических деформаций (*a*) и параметра повреждения (*b*) в пластине сплава АМг2 при продавливании со скоростью 10 м/с. Результаты моделирования свидетельствуют о формировании зоны локализации пластической деформации, в которой образуются повреждения с последующим образованием трещин. В расчетах получены прогнозы образования кольцевых и радиальных трещин. Кольцевые зоны локализации деформации с последующим формированием повреждений и трещин образуются при прогибе пластины на 11,2 мм при скорости пуансона 10 м/с. Отметим, что диаметр кольцевой зоны локализации пластической деформации меньше, чем диаметр пуансона. Поэтому дальнейшее движение пуансона вызывает формирование вторичных радиальных трещин в образцах. Результаты согласуются с экспериментальными данными, полученными Ду с соавторами для сплава AA 5052-O, аналога АМг2 [33]. Образование кольцевых зон локализации пластической деформации при моделировании штамповки сферических оболочек было отмечено Логиновым с соавтором [34]. Модификации моделей, использованные в данной работе при численном моделировании продавливания пластин полусферическим пуансоном, согласуются с выводами [34].



a *b*

Рис. 1. (*a*) Экспериментальные (сплошные линии) и расчетные (пунктирные линии) диаграммы усилия от прогиба при продавливании полусферическим пуансоном диаметром 20 мм пластин сплава АМг2 со скоростями 10 м/с (линии 1 и 2) и 5 м/с (линии 3 и 4); (*b*) Экспериментальные (сплошные линии) и расчетные (пунктирные линии) диаграммы усилия от прогиба при продавливании полусферическим пуансоном диаметром 20 мм пластин сплава МА2-1 со скоростями 10 м/с (линии 1 и 2) и 5 м/с (линии 3 и 4)

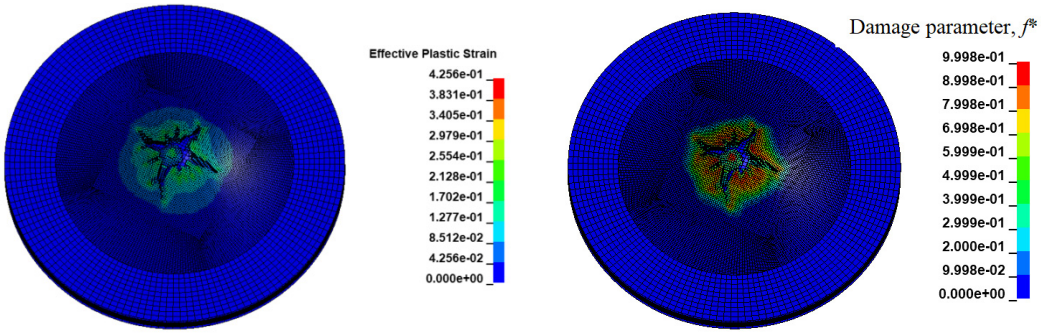
Fig. 1. (*a*) Experimental (solid curves) and calculated (dashed curves) diagrams of the force from deflection during punching by a hemispherical punch with a diameter of 20 mm of alloy plates AMg2 at speeds of 10 m/s (curves 1 and 2) and 5 m/s (curves 3 and 4); (*b*) Experimental (solid curves) and calculated (dashed lines) diagrams of the force from deflection during punching by a hemispherical punch with a diameter of 20 mm of alloy plates MA2-1 at speeds of 10 m/s (curves 1 and 2) and 5 m/s (curves 3 and 4)



a *b*

Рис. 2. Расчетное распределение эквивалентных пластических деформаций (*a*) и параметра повреждения (*b*) в пластине в образце сплава АМг2 перед образованием трещин при продавливании со скоростью 10 м/с

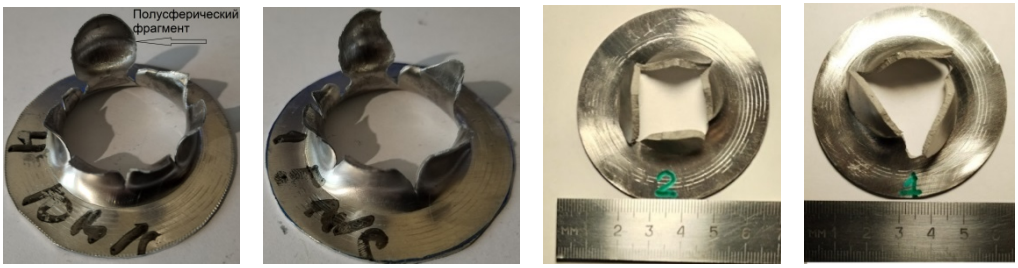
Fig. 2. Calculated distribution of the equivalent plastic strain (*a*) and the damage parameter (*b*) in a plate of AMg2 alloy before cracks formation under punching at a speed of 10 m/s



a *b*

Рис. 3. Расчетное распределение в образце сплава МА2-1 эквивалентных пластических деформаций (*a*) и параметра повреждения (*b*) при формировании трещин при продавливании со скоростью 10 м/с

Fig. 3. Calculated distribution of the equivalent plastic strain (*a*), and the damage parameter (*b*) in the MA2-1 alloy sample before cracks formation under punching at a speed of 10 m/s



a *b* *c* *d*

Рис. 4. Фотографии образцов сплава АМг2 (*a*), (*b*) и МА2-1 (*c*), (*d*) после продавливания полусферическим пуансоном со скоростями 10 м/с (*a*), (*c*) и 5 м/с (*b*), (*d*)

Fig. 4. Photographs of AMg2 ((*a*), (*b*) and MA2-1 ((*c*), (*d*)) samples after being pressed with a hemispherical punch at speeds of 10 m/s ((*a*), (*c*)) and 5 m/s ((*b*), (*d*))

На рис. 3 показано распределение расчетных эквивалентных пластических деформаций (*a*) и параметра повреждения *f** (*b*) в пластине сплава МА2-1 при продавливании со скоростью 10 м/с. Процесс накопления повреждений приводит к формированию трещин, а разрушение носит вязкий характер. При скорости продавливания 10 м/с формируется 4 радиальные трещины. Кольцевых трещин не образуется. Результаты моделирования показали, что в пластинах сплава МА2-1 толщиной 2 мм образуются только радиальные трещины, характер распределения которых зависит от скорости продавливания.

Полученные результаты при моделировании высокоскоростного продавливания пластин сплава МА2-1 полусферическим пуансоном согласуются с экспериментальными результатами [24].

На рис. 4 показаны фотографии образцов из сплавов АМг2 и МА2-1 после продавливания полусферическим пуансоном со скоростями 10 и 5 м/с, свидетельствующие о существенном отличии характера распределения

повреждений и формирующихся трещин в исследуемых сплавах.

Полусферические фрагменты разрушенных образцов сплава АМг2, показанные на рис. 4 (*a*), (*b*), свидетельствуют о формировании кольцевых трещин при высокоскоростном продавливании полусферическим пуансоном. В образцах сплава МА2-1 толщиной 2 мм при скорости продавливания 10 м/с, как и было получено в расчетах, образуются по 4 радиальных трещины, а при скорости 5 м/с – три радиальных трещины. Отметим, что в процессе деформирования пластин отличия в формирующихся зонах локализации деформации и трещин при изменении скорости продавливания связаны с кинетикой развития повреждений и эволюцией значения параметра трехосности напряженного состояния $-p/\sigma_{eq}$, входящего в (9).

Корреляция результатов моделирования деформации и образования трещин с использованием вариантов определяющих соотношений для ГЦК и ГПУ сплавов, дополненных моделью повреждения GTN (8)–(14), с экспериментальными данными свидетельствует о возможности использования моделей для высокоскоростного формования алюминиевых и магниевых сплавов.

Использование рассмотренных модификаций моделей для численного моделирования процессов динамической штамповки позволяет прогнозировать величину пластических деформаций, распределение параметра повреждения в сплавах АМг2 и МА2-1, относящихся к разным изомеханическим группам, при скоростях продавливания до 10 м/с.

Результаты численного моделирования показали, что при превышении эквивалентной пластической деформации значения, соответствующего возникновению неустойчивости пластического течения, начинается интенсивное накопление повреждений в зоне локализации деформации.

На рис. 5 показаны распределения расчетных значений эквивалентной скорости деформации (*a*) и эквивалентных пластических деформаций (*b*) в поперечном сечении дискообразного образца сплава МА2-1 при продавливании со скоростью 10 м/с. Локальные значения скорости деформации и величины эквивалентной пластической деформации в зоне прогиба пластины изменяются в пределах порядка.

Сжимающие напряжения в пластинах вблизи поверхности контакта с пуансоном приводят к снижению эффективной скорости пластического течения и препятствуют зарождению повреждений. Важность учета этого эффекта для прогнозирования характера образующихся трещин в пластинах при продавливании полусферическим пуансоном была указана Авриллаудом с соавторами [1]. В этом исследовании было показано, что образование радиальных и окружных трещин при изгибе пластин сплава Al 5182-O под воздействием полусферического пуансона зависит от уровней внутренней энергии в зонах растяжения и сжатия материала. Результаты моделирования, показанные на рис. 1–3, согласуются с результатами [1]. Результаты моделирования, приведенные на рис. 5, *b*, показывают, что при продавливании в условиях двухосного напряженного состояния локальные значения предельных деформаций в зоне разрушения образцов сплава МА2-1 существенно выше, чем при одноосном растяжении при скоростях деформации от 0,1 до 10^3 $с^{-1}$ и начальной температуре 295 К.

С ростом скорости деформации условие устойчивости пластического течения нарушается при более низких степенях деформации. Отметим, что в исследованных условиях продавливания образцов сплавов АМг2 и МА2-1 локальные значения температур в зоне локализации деформации возрастают несущественно в обоих случаях.

Результаты численного моделирования свидетельствуют о том, что при продавливании вид напряженного состояния в объеме пластины изменяется 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. При увеличении скорости нагружения при динамическом продавливании влияние величины параметра трехосности напряженного состояния на деформацию до разрушения сплавов уменьшалось. Результаты данного исследования дополняют разработанные П.А. Петровым с соавторами [18; 35; 36] модели механического поведения отечественных легких сплавов для компьютерного проектирования квазистатической штамповки и позволяют решать задачи для режимов высокоскоростного формования без нагрева материалов.

Заключение

Проведены исследования возможности применения модификаций вариантов моделей Зерилли-Армстронга упругопластического поведения ГЦК и ГПУ сплавов, дополненных кинетической моделью повреждения Гурсона – Твергаарда – Нидлемана, для прогнозирования процессов деформации и повреждения при высокоскоростной штамповке.

Для численного моделирования высокоскоростного продавливания пластин сплавов полусферическим пуансоном использован решатель LS DYNA, дополненный оригинальными модулями UMAT, позволяющими использовать модификации моделей с учетом кинетики повреждения в зоне локализации высокоскоростной деформации.

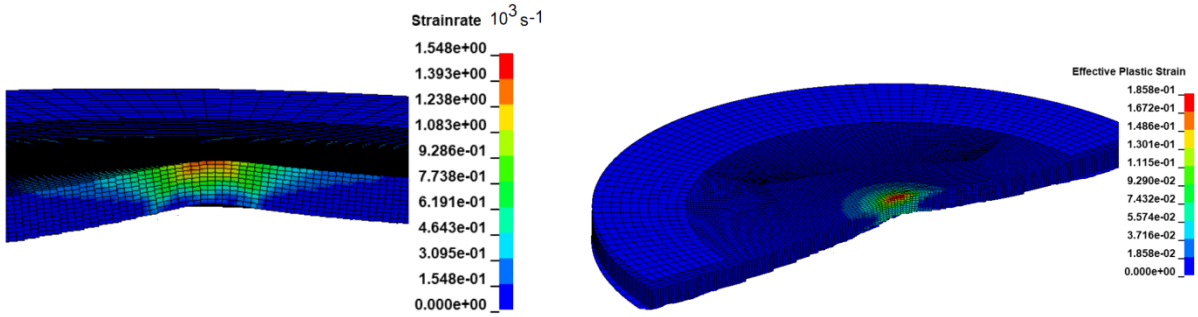
Полученные результаты указывают на возможность применения модификаций моделей для ГЦК и ГПУ сплавов с учетом повреждаемости для прогнозирования поведения тонколистового проката сплавов при высо-

коскоростной штамповке без предварительного нагрева. Численные значения коэффициентов моделей для алюминиевых и магниевых сплавов могут быть определены с использованием результатов независимых экспериментов на растяжение в широких диапазонах скоростей деформации и температур.

При высокоскоростной штамповке легких сплавов при комнатной температуре в результате зарождения и роста повреждений в зонах локализации пластической деформации может происходить вязкое разрушение.

Показана возможность увеличения пластических деформаций в пластинах сплавов до разрушения при комнатной температуре с ростом скорости штампа до 10 м/с.

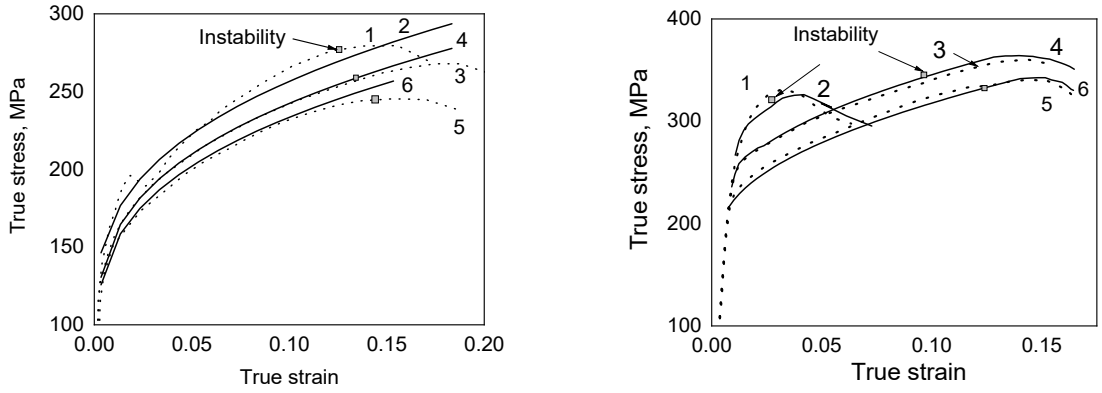
Показано, что рассмотренные определяющие соотношения позволяют прогнозировать особенности развития локализации деформации и формирования трещин при высокоскоростной штамповке и могут быть использованы для компьютерного проектирования технологий высокоскоростной штамповки без нагрева листового проката алюминиевых и магниевых сплавов.



a *b*

Рис. 5. Распределение расчетных значений эквивалентной скорости деформации (*a*) и эквивалентных пластических деформаций (*b*) в поперечном сечении дискообразного образца сплава МА2-1 при продавливании

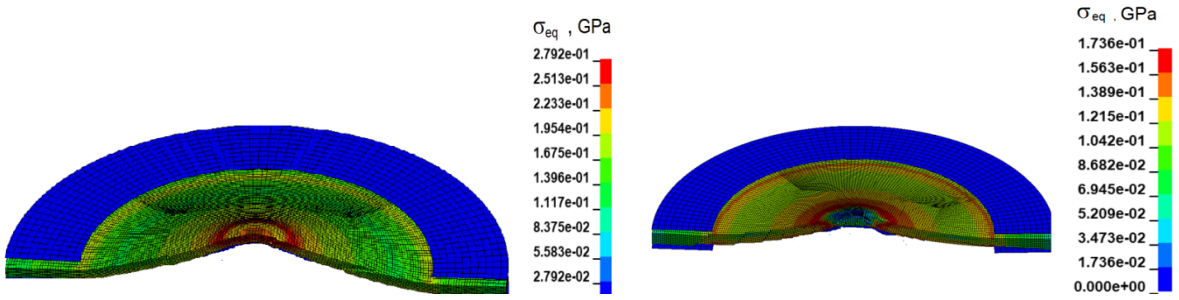
Fig 5. Distribution of calculated values of equivalent strain rate (*a*) and equivalent plastic strain (*b*) in the cross section of disk-shaped specimen MA2-1 under punching



a *b*

Рис. 6. (*a*) Расчетные (линии 2, 4, 6) и экспериментальные (линии 1, 3, 5) зависимости истинных напряжений от истинных деформаций при одноосном растяжении образцов сплава АМг2 при скорости деформации 1000, 10, 1 c^{-1}; (*b*) Расчетные (линии 2, 4, 6) и экспериментальные (линии 1, 3, 5) зависимости истинных напряжений от истинных деформаций при одноосном растяжении образцов сплава МА2-1 при скорости деформации 1000, 100, 10 c^{-1}. Символами отмечены условия потери устойчивости пластического течения в соответствии с критерием Консидере

Fig. 6. (*a*) Calculated (curves 2, 4, 6) and experimental (curves 1, 3, 5) dependences of true stresses on true strains under uniaxial tension of AMg2 at a strain rate of 1000, 10, 1 s^{-1}. (*b*) Calculated (curves 2, 4, 6) and experimental (curves 1, 3, 5) dependences of true stresses on true strains under uniaxial tension of MA2-1 at a strain rate of 1000, 100, 10 s^{-1}. Symbols indicate the conditions for loss of plastic flow stability in accordance with the Considere criterion



a *b*

Рис. 7. Распределение эквивалентных напряжений Мизеса в сечении пластин из сплавов АМг2 (*a*) и МА2-1 (*b*) перед образованием макротрещин при продавливании полусферическим пуансоном диаметром 20 мм со скоростью 10 м/с

Fig. 7. Distribution of equivalent von Mises stresses in the cross-section of AMg2 (*a*) and MA2-1 (*b*) plates before the formation of macrocracks under punching by a hemispherical punch with a diameter of 20 mm at a speed of 10 m/s

Библиографический список

1. Examples of how increased formability through high strain rates can be used in electro-hydraulic forming and electromagnetic forming industrial applications / G. Avrillaud, G. Mazars, E. Cantergiani, F. Beguet, J.-P. Cuq-Lelandais, J. Deroy // Journal of Manufacturing and Materials Processing – 2021. – Vol. 5. – Art. 96. DOI: 10.3390/jmmp5030096

2. A novel method to evaluate the high strain rate formability of sheet metals under impact hydroforming / D-Y. Chen, Y. Xu, S.-H. Zhang, Y. Ma, A.A. El-Aty, D. Banabic, A.I. Pokrovsky, A.A. Bakinovskaya // Journal of Materials Processing Technology. – 2019. – Vol. 278. – 116553. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.116

3. Kopec, M. Advances in sheet metal forming processes of lightweight alloys / M. Kopec, D.J. Politis // Materials. – 2023. – Vol. 16. – Art. 3293. DOI: 10.3390/ma16093293

4. Mamutov, A.V. Experimental-analytical method of analyzing performance of coils for electromagnetic forming and joining operations / A.V. Mamutov, S.F. Golovashchenko, V.S. Mamutov // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. – Vol. 255. – P. 86–95. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.11.050

5. Liu, D.H. Experimental observations of quasi-static-dynamic formability in bi axially strained AA5052-O / D.H. Liu, H.P. Yu, C.F. Li // Journal of Materials Engineering & Performance. – 2011. – Vol. 20. – P. 223–230. DOI: 10.1007/s11665-010-9676-3

6. High strain rate tensile testing of automotive aluminum alloy sheet / R. Smerd, S. Winkler, C. Salisbury, M. Worswick, D. Lloyd, M. Finn // International Journal of Impact Engineering Fifth International Symposium on Impact Engineering. – 2005. – Vol. 32. – P. 541–560. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2005.04.013

7. Study on the flow behavior of 5052 aluminum alloy over a wide strain-rate range with a constitutive model based on the Arrhenius model extension / H. Ma, P. Wang, X. Huang, W. Mao, Z. Gong, M. Zhang, H. Zhu // Metals. – 2023. – Vol. 13. – 1948. DOI: 10.3390/met13121948

8. Скрипняк, В.А. Механическое поведение алюминиевого сплава 1520 при растяжении в диапазоне скоростей деформации от 10^{-1} до 10^{3} $с^{-1}$ / В.А. Скрипняк, М.О. Чирков, В.В. Скрипняк // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. –2023. –№ 86. – С. 120–135.

9. Ravindranadh, B. Tensile behaviour of aluminium 7017 alloy at various temperatures and strain rates / B. Ravindranadh, M. Vemuri, K.G. Ashok // Journal of Materials Research and Technology. – 2016. – Vol. 5. – P. 190–197. DOI: 10.1016/j.jmrt.2015.12.002

10. Warm deformation behavior and flow stress modeling of AZ31B magnesium alloy under tensile deformation / M. Murugesan, J.-H. Yu, W. Chung, C.-W. Lee // Materials. – 2023. – Vol. 16. – 5088. DOI: 10.3390/ma16145088

11. Lee, W.-S. Dynamic deformation behaviour and dislocation substructure of AZ80 magnesium alloy over a wide range of temperatures / W.-S. Lee, C.-W. Chou // EPJ Web of Conferences DYMAT. – 2018. – Vol. 183. – 03010. DOI: 10.1051/epjconf/201818303010

12. Влияние концентраторов напряжений на механическое поведение магниевого сплава при высокоскоростной деформации в температурном диапазоне от 295 К до 673 К / В.А. Скрипняк, В.В. Скрипняк, А.А. Козулин, К.В. Иохим // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2019. – № 1. – С. 151–160. DOI: 10.15593/perm.mech/2019.1.13

13. A review of flow characterization of metallic materials in the cold forming temperature range and its major issues / M.S. Joun, M.K. Razali, C.W. Jee, J.B. Byun, M.C. Kim, K.M. Kim // Materials. – 2022. – Vol. 15(8). – 2751. DOI: 10.1063/5.0119350

14. Madhusudhana, H.K. A review on lightweight metal component forming and its application / H.K. Madhusudhana, V.N. Gaitonde, S.G. Jangali // Journal of Physics: Conference Series. – 2021. – 2021. – Vol. 2070. – 012246. DOI: 10.1088/1742-6596/2070/1/012246

15. Pereira, R. A Review of Sheet Metal Forming Evaluation of Advanced High-Strength Steels (AHSS) / R. Pereira, N. Peixinho, S.L. Costa // Metals. – 2024. – Vol. 14. – 394. DOI: 10.3390/met14040394

16. Numerical simulation of sheet metal forming of an Al-Mg alloy incorporating plane strain properties in the yield criterion. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B / V. Prakash, R.K. Digavalli, M. Lenzen, H. Hagenah, M. Merklein // Journal of Engineering Manufacture. – 2024. – Vol. 238, no. 3. – P. 373–384. DOI: 10.1177/09544054221135388

17. Modelling the flow behaviour of al alloy sheets at elevated temperatures using a modified Zerilli–Armstrong model and phenomenological-based constitutive models / A.A. El-Aty, Y. Xu, Y. Hou, S.-H. Zhang, S. Ha, L. Xia, B. Alzahrani, A. Ali,

M.M.Z. Ahmed, A. Shokry // Materials. –2024. – Vol. 17. – 1584. DOI: 10.3390/ ma17071584

18. Петров, М.А. Моделирование процесса штамповки с кручением в программе ABAQUS / М.А. Петров, А.Г. Матвеев, П.А. Петров // Технология легких сплавов. – 2022. – № 1. – С. 45–53.

19. Frost, H.J. Deformation-mechanism maps: the plasticity and creep of metals and ceramics / H.J. Frost, M.F. Ashby. – Pergamon Press: Oxford, UK. – 1982. – 166 p.

20. Shokry, A. Modified Fields-Backofen and Zerilli-Armstrong constitutive models to predict the hot deformation behavior in titanium-based alloys / A. Shokry // Science Report. – 2024. – Vol. 14. – 8359. DOI: 10.1038/s41598-024-58568-9

21. Skripnyak, V.V. Residual stresses in alpha titanium alloy sheet after punching at moderate strain rate / V.V. Skripnyak, V.A. Skripnyak // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2024. – Vol. 33. – P. 3885–3898. DOI: 10.1007/s11665-023-09055-1

22. Metastability, adiabatic shear bands initiation and plastic strain localization in the AMg6 alloy under dynamic loading / M. Sokovikov, S. Uvarov, M. Simonov, V. Chudinov, O. Naimark // Fracture and Structural Integrity. – 2024. – Vol. 18, no 68. – P. 255–266. DOI: 10.3221/IGF-ESIS.68.17

23. Lucon, E. Development and validation of small punch testing at NIST / E. Lucon, J. Benzing, N. Hrabe // National Institute of Standards and Technology USA. Interagency or Internal Report 8303. – 2020. – 55 p. DOI: 10.6028/NIST.IR.8303

24. Вязкое разрушение магниевого сплава Mg-3Al-1Zn при динамических нагрузках / В.В. Скрипняк, Н.В. Скрипняк, О.Н. Загородкин, В.А. Скрипняк // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. –2025. – № 95. – С. 164–179.

25. Скрипняк В.В. Программа расчета деформации и разрушения 3D-элементов конструкций из легких сплавов в условиях динамических воздействий. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ RU 2024617669, 04.04.2024. Заявка № 2024615724 от 22.03.2024.

26. Скрипняк Н.В., Скрипняк В.В., Скрипняк Е.Г., Скрипняк В.А., Ваганова И.К. Программа для моделирования процесса вязкого разрушения сплавов при квазистатических и динамических воздействиях. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ RU 2020612860, 05.03.2020. Заявка № 2020611898 от 27.02.2020

27. Curran, D.R. Dynamic failure of solids / D.R. Curran, L. Seaman, D.A. Shockey // Physics Reports. – 1987. – Vol. 147, iss. 5–6. – P. 253–388. DOI: 10.1016/0370-1573(87)90049-4

28. A novel method to uniquely determine the parameters in Gurson – Tvergaard – Needleman model / T. Zhang, K. Lu, A. Mano, Y. Yamaguchi, J. Katsuyama, Y. Li // Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. – 2021. – Vol. 44 (12). – P. 3399–3415. DOI: 10.1111/ffe.13568

29. Ductile tearing of aluminium plates: experiments and modeling / V. Espeseth, D. Morin, C. Tekoglu, T. Børvik, O.S. Hopperstad // International Journal of Fracture. – 2023. – Vol. 242. – P. 39–70. DOI: 10.1007/s10704-023-00701-2

30. Tize Mha, P. A generalized non-linear flow law based on modified Zerilli-Armstrong model and its implementation into Abaqus/Explicit FEM Code / P. Tize Mha, A. Tongne, O. Pantalé // World Journal of Engineering and Technology. – 2022. – Vol. 10. – P. 334–362. DOI: 10.4236/wjet.2022.102021

31. Song, P. A study on dynamic plastic deformation behavior of 5052 aluminum alloy / P. Song, W.-B. Li, X.-M. Wang // Key Engineering Materials. – 2019. – Vol. 812. – P. 45–52.

32. Jin, F. High – strain – rate forming performance of an aluminum alloy / F. Jin, M. Gu, H. Hong // Materials and technology. – 2020. – Vol. 54 (5). – P. 627–632. DOI: 10.17222/mit.2019.255

33. Du, Z.·Deformation and fracture behavior of 5052 aluminum alloy by electromagnetic-driven stamping / Z. Du, X.·Cui, H. Yang,·W. Xia // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2022. – Vol. 123. – P. 3955–3968. DOI: 10.1007/s00170-022-10446-2

34. Логинов, Ю.Н. Моделирование штамповки биметаллического шара с оболочкой из магния / Ю.Н. Логинов, Ю.В. Замараева // Обработка металлов давлением. – 2022. – № 2. – С. 75–82. DOI: 10.24412/0321-4664-2022-2-75-82

35. Петров, П.А. Выбор математической функции для описания сопротивления деформации алюминиевых сплавов системы Al-Mg / П.А. Петров, В.Н. Фам // Автоматизированное проектирование в машиностроении. – 2022. –№ 12. – С. 25–28.

36. Рулин, С.П. Математическое моделирование операции прямого выдавливания осесимметричной заготовки из алюминиевого сплава в сферическую матрицу / С.П. Рулин, П.А. Петров // Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. – 2025. – Т. 12, № 1. – С. 53–57.

References

1. Avrillaud G., Mazars G., Cantergiani E., Beguet F., Cuq-Lelandais J.-P., Deroy J. Examples of how increased formability through high strain rates can be used in electro-hydraulic forming and electromagnetic forming industrial applications, *Journal of Manufacturing and Materials Processing,* 2021, no 5, 96. doi:10.3390/ jmmp5030096

2. Chen D-Y., Xu Y., Zhang S.-H., Ma Y., El-Aty A. A., Banabic D., Pokrovsky A. I., Bakinovskaya A. A. A novel method to evaluate the high strain rate formability of sheet metals under impact hydroforming, *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, vol. 287, 116553. doi:10.1016/j.jmatprotec.2019.116

3. Kopec M., Politis D.J. Advances in sheet metal forming processes of lightweight alloys?, *Materials*, 2023, vol. 16, 3293. doi:10.3390/ma16093293

4. Mamutov A. V., Golovashchenko S. F., Mamutov V. S. Experimental-analytical method of analyzing performance of coils for electromagnetic forming and joining operations, *Journal of Materials Processing Technology,* 2018, vol. 255, pp. 86–95. doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.11.050

5. Liu D. H., Yu H. P., Li C.F. Experimental Observations of Quasi-Static-Dynamic Formability in Bi axially Strained AA5052-O, *Journal of Materials Engineering & Performance*, 2011, vol. 20, pp. 223–230, doi:10.1007/s11665-010-9676-3]

6. Smerd R., Winkler S., Salisbury C., Worswick M., Lloyd D., Finn M. High strain rate tensile testing of automotive aluminum alloy sheet, *International Journal of Impact Engineering* , 2005, vol. 32, pp. 541–560. doi:10.1016/j.ijimpeng.2005.04.013

7. Ma H., Wang P., Huang X., Mao W., Gong Z., Zhang M., Zhu H. Study on the flow behavior of 5052 aluminum alloy over a wide strain-rate range with a constitutive model based on the arrhenius model extension, *Metals,* 2023, vol.13, 1948. doi: 10.3390/met13121948

8. Skripnyak V.A., Chirkov M.O., Skripnyak V.V. Mechanical behavior of aluminum alloy 1520 under tension in the range of strain rates from 10^{-1} to 10^{3} s^{-1}. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika – Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics*, 2023, no. 86, pp. 120–135. doi: 10.17223/19988621/86/9

9. Ravindranadh B., Vemuri M., Ashok K. G. Tensile behaviour of aluminium 7017 alloy at various temperatures and strain rates, *Journal of Materials Research and Technology*. – 2016. – Vol. 5. –pp. 190–197. doi:10.1016/j.jmrt.2015.12.002

10. Murugesan M., Yu J.-H., Chung W., Lee C.-W. Warm deformation behavior and flow stress modeling of AZ31B magnesium alloy under tensile deformation, *Materials*, 2023, vol. 16, 5088. doi:10.3390/ma16145088

11. Lee W.-S., Chou C.-W. Dynamic deformation behaviour and dislocation substructure of az80 magnesium alloy over a wide range of temperatures, *EPJ Web of Conferences DYMAT*, 2018, vol.183, – 03010 / doi: 10.1051/epjconf/201818303010

12. Skripnyak V.A., Skripnyak V.V., Kozulin A.A., Iohim K.V. 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, *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2019, no. 1, pp. 151-160. doi: 10.15593/perm.mech/2019.1.13

13. Joun M. S., Razali M. K., Jee C. W., Byun J. B., Kim M. C., Kim K. M. A review of flow characterization of metallic materials in the cold forming temperature range and its major issues, *Materials*, 2022, vol.15, no 8, 2751. doi: 10.1063/5.0119350

14. Madhusudhana, H. K., Gaitonde, V. N., Jangali, S. G. A review on lightweight metal component forming and its application, *Journal of Physics: Conference Series* 2021, 2021, vol. 2070, – 012246. doi:10.1088/1742-6596/2070/1/012246

15. Pereira R., Peixinho N., Costa S.L. A Review of Sheet Metal Forming Evaluation of Advanced High-Strength Steels (AHSS), *Metals,* 2024, vol. 14. – 394. do:10.3390/met14040394

16. Prakash V., Digavalli R.K., Lenzen M., Hagenah H., Merklein M. Numerical simulation of sheet metal forming of an Al-Mg alloy incorporating plane strain properties in the yield criterion. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*. –2024. –Vol. 238, No. 3. – pp. 373-384. https://doi.org/10.1177/09544054221135388

17. El-Aty A. A., Xu Y., Hou Y., Zhang S.-H., Ha S., Xia L., Alzahrani B., Ali A., Ahmed M.M.Z., Shokry A. Modelling the flow behaviour of al alloy sheets at elevated temperatures using a modifid Zerilli–Armstrong model and phenomenological-based constitutive models.// *Materials*, 2024, vol.17, 1584. doi:10.3390/ ma17071584

18. Petrov M.A., Matveev A.G., Petrov P.A. Modelirovanie processa shtampovki c kruchenien v programme ABAQUS [Modeling the process of stamping with torsion in the ABAQUS program], *Technology of light alloys*, 2022, no. 1, pp. 45-53.

19. Frost H. J., Ashby M. F. Deformation-mechanism maps: the plasticity and creep of metals and ceramics. Pergamon Press: Oxford, UK. –1982. –166 p.

20. Shokry A., Gowid S., Kharmanda G. An improved generic Johnson-Cook model for the flow prediction of different categories of alloys at elevated temperatures and dynamic loading conditions, *Materials Today Communication*, 2021, vol. 27, 102296.

21. Skripnyak V.V., Skripnyak V.A. Residual stresses in alpha titanium alloy sheet after punching at moderate strain rate // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2024, vol. 33, – pp. 3885–3898. doi:10.1007/s11665-023-09055-1

22. Sokovikov M., Uvarov S., Simonov M., Chudinov V., Naimark O. Metastability, adiabatic shear bands initiation and plastic strain localization in the AMg6 alloy under dynamic loading, *Fracture and Structural Integrity,* 2024, vol 18, no. 68, pp. 255-266 . doi: 10.3221/IGF-ESIS.68.17

23. Lucon, E., Benzing, J., Hrabe, N. Development and validation of small punch testing at NIST, *National Institute of Standards and Technology USA. Interagency or Internal Report 8303*, 2020, 55 p. doi:10.6028/NIST.IR.8303

24. Skripnyak V.V., Skripnyak N.V., Zagorodkin O.N., Skripnyak V.A. Vyazkoe razrushenie splava Mg–3Al–1Zn pri dinamicheskih nagruskah [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*, 2025, no 95. –pp.164-179, doi: 10.17223/19988621/95/14

25. Skripnyak V.V. Programma dlya rascheta deformacii I razrusheniya 3D elementov konstrukcii iz legkih splavov v usloviyah dinamicheskih vozdeistvii [Program for calculating the deformation and failure of 3D structural elements made of light alloys under dynamic effects.] *Certificate of registration of the computer program RU* 2024617669, 04.04.2024. Application No. 2024615724 dated 22.03.2024.

26. Skripnyak N.V., Skripnyak V.V., Skripnyak E.G., Skripnyak V.A., Vaganova I.K. Programma dlya modelirovaniya processa vyazkogo razrusheniya splavov pri kvazistaticheskom I dinamicheskih vozdeistviyah [Program for modeling the process of viscous fracture of alloys under quasi-static and dynamic effects.] *Certificate of registration of the computer program RU* 2020612860, 05.03.2020. Application No. 2020611898 dated 27.02.2020

27. Curran D.R., Seaman L., Shockey D.A. Dynamic failure of solids, *Physics Reports*, 1987, vol.146, pp. 253-388. doi:10.1016/0370-1573(87)90049-4

28. Zhang T., Lu K., Mano A., Yamaguchi Y., Katsuyama J., Li Y. A novel method to uniquely determine the parameters in Gurson – Tvergaard – Needleman model, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 2021, vol.44, no. 12, pp. 3399-3415. doi: 10.1111/ffe.13568

29. Espeseth V., Morin D., Tekoglu C., Børvik T., Hopperstad O.S. Ductile tearing of aluminium plates: experiments and modeling, *International Journal of Fracture*, 2023, vol. 242, pp. 39–70. doi:10.1007/s10704-023-00701-2

30. Tize Mha, P., Tongne, A., Pantalé, O. A generalized non-linear flow law based on modified Zerilli-Armstrong model and its implementation into Abaqus/Explicit FEM Code, *World Journal of Engineering and Technology*, 2022, vol. 10, pp. 334-362. doi:10.4236/wjet.2022.102021

31. Song P., Li W.-B., Wang X.-M. A study on dynamic plastic deformation behavior of 5052 aluminum alloy, *Key Engineering Materials*, 2019, vol. 812, pp. 45-52.

32. Jin F., Gu M., Hong H. High – strain – rate forming performance of an aluminum alloy, *Materials and technology*, 2020, vol.54, no. 5, pp. 627–632. doi:10.17222/mit.2019.255

33. Du Z.,·Cui X., Yang H.,·Xia W. Deformation and fracture behavior of 5052 aluminum alloy by electromagnetic-driven stamping, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol.123, pp.:3955–3968. doi.:10.1007/s00170-022-10446-2

34. Loginov Yu. N., Zamaraeva Yu. V. Modelirovanie shtampovki bimetallicheskogo shara s obolochkoi iz magniya [Modeling of stamping of a bimetallic ball with a magnesium shell]// Metal forming, 2022, no. 2, pp. 75-82. DOI: 10.24412/0321-4664-2022-2-75-82

35. Petrov P.A., Fam V.N. Vybor matematicheskoy funkcii dlya opisaniya soprotivleniya deformacii alyuminievyh slavov sistemy Al-Mg [Selection of a mathematical function for describing the deformation resistance of aluminum alloys of the Al-Mg system], *Automated design in mechanical engineering*, 2022, no. 12, pp. 25-28.

36. Rulin S.P., Petrov P.A. Mayematicheskoe modelirovanie operacii pryamogo vydavlivaniya osesimmetrichnoi zagotovki iz alyuminievogo splava v sfericheskuyu matritsu, [Mathematical modeling of the operation of direct extrusion of an axisymmetric billet from an aluminum alloy into a spherical matrix], *Mechanical Engineering: a network electronic scientific journal*, 2025, vol. 12, no. 1, pp. 53-57.

Финансирование. Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (проект № 24-79-10103).
Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
Вклад авторов равноценен.

Funding. This work was supported by the Russian Science Foundation (project no. 24-79-10103).
Conflict of interest. The authors declare no conflict of interest.
The authors' contributions are equal.