

Научная статья

УДК 539.3

doi: 10.17223/19988621/86/9

Механическое поведение алюминиевого сплава 1520 при растяжении в диапазоне скоростей деформации от 10^{-1} до 10^3 с^{-1}

Владимир Альбертович Скрипняк¹, Максим Олегович Чирков²,
Владимир Владимирович Скрипняк³

^{1,2,3} Томский государственный университет, Томск, Россия

¹ skrp2006@yandex.ru

² chirkovmaxim@mail.ru

³ skrp2012@yandex.ru

Аннотация. Механическое поведение алюминиевого сплава 1520 исследовано в широком диапазоне скоростей деформации при одноосном растяжении и продавливании пластин полусферическим индентором со скоростью до 10 м/с при комнатной температуре с применением высокоскоростного сервогидравлического стенда Инстрон VHS 40/50-20. Полученные результаты использованы для калибровки определяющего уравнения и модели повреждаемости сплава при динамическом нагружении.

Ключевые слова: алюминивно-магнийевый сплав, динамические воздействия, испытание на динамическое продавливание

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке фонда РФ (код проекта 23-29-00349).

Для цитирования: Скрипняк В.А., Чирков М.О., Скрипняк В.В. Механическое поведение алюминиевого сплава 1520 при растяжении в диапазоне скоростей деформации от 10^{-1} до 10^3 с^{-1} // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. 2023. № 86. С. 120–135. doi: 10.17223/19988621/86/9

Original article

Mechanical behavior of aluminum alloy 1520 under tension in the range of strain rates from 10^{-1} to 10^3 s^{-1}

Vladimir A. Skripnyak¹, Maksim O. Chirkov², Vladimir V. Skripnyak³

^{1,2,3} Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation

¹ skrp2006@yandex.ru

² chirkovmaxim@mail.ru

³ skrp2012@yandex.ru

Abstract. The mechanical behavior of aluminum alloy 1520 is studied in a wide range of strain rates under uniaxial tension and pressing of plates with a hemispherical indenter

at velocities up to 10 m/s at room temperature using an Instron VHS 40/50-20 high-velocity servo-hydraulic test machine. The experiments are performed in accordance with the test standards ASTM E 8/E 8M, ISO 26203-2:2011, ASTM E3205, and GOST 10510-80. The obtained results are used to calibrate a constitutive equation and a model of the alloy failure under dynamic loading. The numerical simulation results for uniaxial tension of specimens with constant strain rates and high-speed punching of 1 mm thick plates with a hemispherical punch with a diameter of 20 mm are consistent with the experimental data. Numerical simulations are performed using the LS DYNA solver (ANSYS WB 15.2). To obtain adequate predictions of the mechanical behavior of aluminum–magnesium alloy 1520 using the Johnson–Cook models, it is necessary to use higher plastic strains before failure as compared to the average macroscopic values recorded during tension testing of the alloy. The presented results can be used when performing numerical studies of the mechanical behavior of structural elements and metamaterials made of alloy 1520 under dynamic loading.

Keywords: aluminum-magnesium alloy, dynamic impacts, dynamic punching test

Acknowledgments: This work was supported by the Russian Science Foundation (project No. 23-29-00349).

For citation: Skripnyak, V.A., Chirkov, M.O., Skripnyak, V.V. (2023) 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*. 86. pp. 120–135. doi: 10.17223/19988621/86/9

Введение

В настоящее время области применения алюминиевых сплавов в авиакосмической, транспортной технике, медицине, спортивном инвентаре существенно расширяются в связи с использованием для производства ответственных элементов конструкций со сложной геометрией аддитивных технологий, включая технологии 3D селективного лазерного плавления и спекания [1, 2]. Дисперсно-упрочненные алюминиевые сплавы и наполненные упрочняющими микрочастицами композиты с алюминиевой матрицей демонстрируют высокие показатели прочности, пластичности и трещиностойкости, что расширяет возможности их применения в технических конструкциях, подвергающихся квазистатическим и динамическим нагрузкам [1–3].

Алюминиевый сплав 1520 (аналог сплавов АМг2, АА 5052) относится к системе Al–Mg-сплавов, обладает высокой коррозионной стойкостью, пластичностью, хорошей свариваемостью [4]. Актуальность получения более полной информации о закономерностях механического поведения сплава 1520 в условиях квазистатического и динамического нагружения обусловлена расширением его применения для производства элементов конструкций и экстремальных метаматериалов с использованием аддитивных технологий [1–7].

Для изучения закономерностей высокоскоростной деформации алюминий-магниевых сплавов, включая аналоги сплава 1520, успешно используются методики, сочетающие испытания на высокоскоростное одноосное растяжение с испытаниями на продавливание пластин инденторами [5–7].

Исследования механического поведения сплава 1520 в условиях квазистатического растяжения плоских образцов показали, что развитие пластической де-

формации сопровождается возникновением и развитием квазипериодических зон локализации, что определяет особенности диаграмм макроскопических условных напряжений и деформаций и эволюцию повреждений [8].

Несмотря на интенсивные исследования, особенности деформации сплава 1520 при высоких скоростях деформации и в условиях сложного напряженного состояния недостаточно полно изучены даже при комнатной температуре. Цель настоящего исследования состоит в изучении закономерностей деформации, повреждения и разрушения сплава 1520 в условиях одноосного растяжения и продавливания пластин полусферическим индентором со скоростью до 10 м/с. Экспериментальные результаты дополняют имеющиеся данные о механических свойствах сплава при квазистатическом нагружении, что позволяет их использовать для определения коэффициентов определяющих уравнений и моделей повреждения, например модели Джонсона–Кука, используемых пакетов инженерного анализа WB ANSYS, ABAQUS и других для прогнозирования механической реакции сплава 1520 в конструкциях при динамических воздействиях [9].

1. Материал и методы испытания

Исследования проводились на образцах алюминиевого сплава 1520 (ранее применявшаяся маркировка – АМг2, аналог АА 5052). Промышленный прокат алюминиевого сплава 1520 ГОСТ 17232–99 имел химический состав (мас. %): 2.2 Mg, 0.06 Mn, 0.5 Fe, 0.4 Si, 0.1 Cu, Al – остальное, средний размер зерна 60 ± 10 мкм. Испытание на одноосное растяжение плоских образцов проводилось в соответствии со стандартами (ASTM E 8/E 8M–08, ISO 26203-2:2011) при постоянных скоростях деформации 0.1, 1, 100 и $1\,000\text{ с}^{-1}$ и комнатной температуре с использованием сервогидравлического стенда Инстрон VHS 40/50-20 (Instron, High Wycombe, UK) с датчиком усилий до 50 кН. Электроэрозионным методом вырезались образцы толщиной 1.05 ± 0.05 мм и начальной длиной рабочей части 20 ± 0.1 мм. Испытания проводились в режиме управления скоростью захвата: 0.002 ± 0.00001 , 2 ± 0.01 и 20 ± 0.1 м/с. Растягивающее усилие и смещение регистрировались с высоким временным разрешением вплоть до полного разрушения образца. Истинное напряжение определялось из аналитических соотношений [10].

Испытание пластин сплава на продавливание полусферическим индентором, имеющим диаметр 20 мм, было выполнено на образцах диаметрами $d = 60$ мм и $D = 40$ мм в соответствии со стандартами (ASTM E3205, ГОСТ 10510–80). На рис. 1, а, б показана схема испытательного приспособления для продавливания плоских образцов для стенда Инстрон VHS 40/50-20. Скорость индентора влияет на динамику разрушения пластины и характер образования трещин. Данное обстоятельство позволяет использовать эту схему испытаний для получения данных, которые могут быть использованы при компьютерном моделировании упругопластического поведения и разрушения металлических сплавов в широком диапазоне скоростей деформации с учетом изменения параметра трехосности напряженного состояния. При увеличении скорости индентора изменение характера разрушения материала обусловлено развитием локализации пластической деформации в зоне интенсивного растяжения. При испытаниях образца на продавливание индентором скорость определялась интегрированием данных от датчика ускорения с использованием программного обеспечения HV 9230. Данные

о смещении центральной точки образца определялись по разнице данных датчика положения с помощью программы HV 9230. Для каждой скорости индентором проведено по 5 испытаний, которые показали высокую степень воспроизводства результатов. На рис. 1, с представлена характерная зависимость усилия продавливания от максимального прогиба образца.

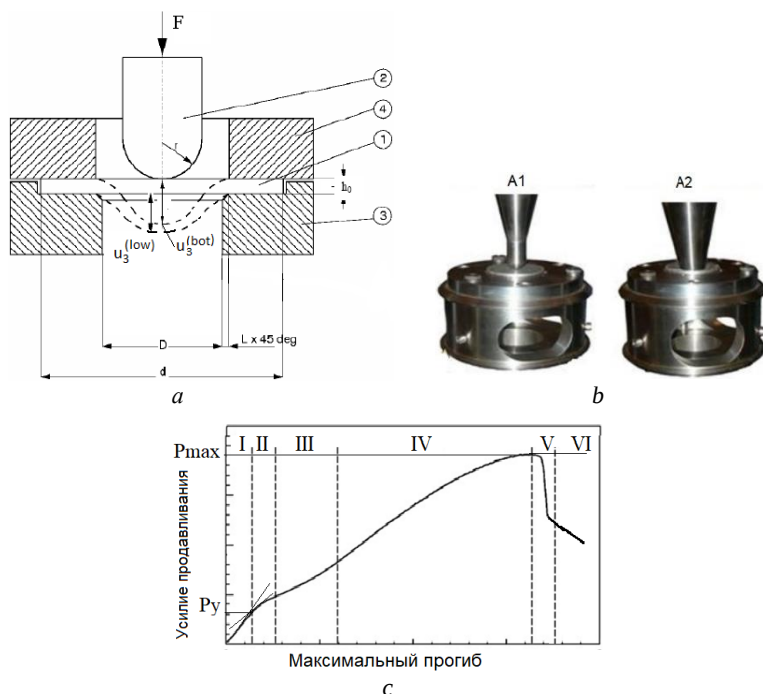


Рис. 1. (а) Схема устройства для испытания на продавливание тонких пластин в разрезе: 1 – образец, 2 – полусферический индентор, 3 – нижняя и 4 – верхняя части опорной матрицы, d – диаметр образца, D – диаметр зоны деформации образца при нагружении, h_0 – толщина образца, $u_3^{(bot)}$ и $u_3^{(low)}$ – положения смещений u_3 прогиба поверхности нагружения и свободной поверхности образца в центре соответственно; (б) фотографии начальной (A1) и конечной (A2) стадий продавливания; (с) диаграмма усилие–прогиб пластины $F(u_3)$

Fig. 1. (a) A sectional scheme of the punch test setup for thin plates: 1, specimen; 2, hemispherical indenter; 3, 4, lower and upper parts of the support matrix, respectively; d is the specimen diameter, D is the diameter of the specimen deformation zone during loading, h_0 is the specimen thickness, $u_3^{(bot)}$ and $u_3^{(low)}$ are the positions of deflection displacements of the loading surface and free surface of the specimen in its center, respectively; (b) photograph of the initial (A1) and final (A2) stages of punching; and (c) force–deflection diagram $F(u_3)$ for a plate

На диаграмме $F(u_3)$ предложено выделять шесть стадий [11]. Упругое деформирование пластины при штамповке – первая стадия. Нарушение линейности $F(u_3)$ – вторая стадия. Возникновение пластических деформаций – третья стадия. Развитие пластических деформаций образца при движении индентора – четвертая стадия. В результате образования трещин и зоны разрушения образца фиксируется уменьшение усилия на пятой стадии, а шестая стадия соответствует заключительному этапу разрушения продавливаемой пластины. Было показано, что мак-

симальная нагрузка P_{max} на кривой $F(u_3)$ демонстрирует линейную корреляцию с пределом прочности на разрыв (σ_{UTS}) в соответствии с соотношением Норриса–Паркера [11, 12]:

$$\sigma_{UTS} = P_{max} / \alpha h_f 2r_{punch}, \quad (1)$$

где $F(u_3)$ – нагрузка на индентор, r_{punch} – радиус полусферического индентора, h_f – толщина образца при разрушении, α – контактный угол, зависящий от параметров применяемого испытательного устройства.

Условный предел текучести $\sigma_{0.2}$ связан с величиной усилия P_y , показанного на рис. 1, с [13]:

$$\sigma_{0.2} = \beta P_y / h_0^2, \quad (2)$$

где σ_s – предел текучести, P_y – усилие продавливания, при котором начинают развиваться пластические деформации в образце, h_0 – толщина образца, $\beta \approx 3/2\pi$ – постоянная [13].

Эквивалентная деформация до разрушения ε_f при продавливании полусферическим индентором может быть определена соотношением [11–13]

$$\varepsilon_f = \ln(h_0 / h), \quad (3)$$

где h_0 – начальная толщина образца, h – средняя толщина образца в области разрушения.

2. Модель и методика численного моделирования

Численное моделирование проводилось с использованием решателя LS DYNA (ANSYS WB 15.2). В расчетах применялись конечно-разностные схемы второго порядка точности. Вычислительная модель использует теоретические основы механики сплошных сред с повреждениями. Динамические процессы деформирования были описаны системой уравнений, включающей уравнения сохранения (массы, импульса и энергии), кинематические соотношения, определяющие соотношения для сред с повреждениями, уравнение состояния Ми–Грюнайзена и релаксационное уравнение для компонент девиатора тензора напряжений. Система уравнений, приведенная в [14], была верифицирована для алюминиевых сплавов с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой с использованием феноменологических термомеханических соотношений [15] и модели Джонсона–Кука [16]:

$$\mu = \mu_0 - G_m T, \quad (4)$$

где μ – модуль сдвига, T – температура (К), константы для алюминия $\mu_0 = 29,484$ ГПа, $G_m = 0.0136$ ГПа/К [15].

Связанное с диссипацией энергии при пластическом течении повышение температуры рассчитывалось из соотношения [17, 18]

$$T = T_0 + \int_0^{\varepsilon_{eq}^p} (\beta / \rho C_p) \sigma_{eq} d\varepsilon_{eq}^p, \quad (5)$$

где T_0 – начальная температура; параметр Тейлора–Куннея $\beta \sim 0.9$ представляет долю работы напряжений на пластических деформациях, преобразованной в тепло, C_p – удельная теплоемкость, ρ – массовая плотность, $d\varepsilon_{eq}^p = \dot{\varepsilon}_{eq}^p dt = [(2/3)\dot{\varepsilon}_{ij}^p \dot{\varepsilon}_{ij}^p]^{1/2} dt$ – интенсивность пластической деформации, $\sigma_{eq} = [(3/2)\sigma_{ij}\sigma_{ij} - 0.5\sigma_{kk}^2]^{1/2}$ – эквивалентное напряжение фон Мизеса.

Предел текучести конденсированного материала с ГЦК решеткой описывался с помощью следующего определяющего соотношения [16]:

$$\sigma_s = [C_0 + C_1 (\varepsilon_{eq}^p)^n] [1 + C_2 \ln(\dot{\varepsilon}^*)] [1 - (T^*)^m], \quad (6)$$

где (C_0, C_1, C_2, n, m) – феноменологические константы материала, которые определяются с использованием результатов экспериментальных исследований механического поведения материалов в определенных диапазонах изменения скоростей деформации, температуры и степеней деформации, T^* – нормированная температура, задаваемая соотношением

$$T^* = \begin{cases} 0, & T < 295 \text{ K}, \\ (T - 295 \text{ K}) / (T_{melt} - 295 \text{ K}), & 295 \leq T \leq T_{melt}, \\ 1, & T > T_{melt}, \end{cases} \quad (7)$$

где T – температура по абсолютной шкале.

В уравнении (3) напряжение течения σ_s представлено мультипликативной функцией от эквивалентной пластической деформации ε_{eq}^p , нормированной эквивалентной скорости деформации $\dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon}_{eq} / \dot{\varepsilon}_0$, (где $\dot{\varepsilon}_0 = 1 \text{ с}^{-1}$ – эталонная скорость деформации), $T_{melt} = 923 \text{ K}$, нормированной температуры T^* . Коэффициенты (6) были определены с использованием экспериментальных данных по методике, предложенной в [16]. Для определения параметров зависимости от T^* были дополнительно использованы экспериментальные результаты, полученные для аналога исследуемого сплава AA5032-H32 [19, 20]. Для прогнозирования напряжения течения при моделировании механического поведения сплава 1520 были использованы следующие значения параметров: $C_0 = 90 \text{ МПа}$, $C_1 = 335 \text{ МПа}$, $n = 0.34$, $C_2 = 0.008$, $m = 2.01$, $T_{melt} = 923 \text{ K}$.

При моделировании были использованы следующие численные значения параметров сплава 1520: массовая плотность сплава 1520 в нормальных условиях $\rho = 2.68 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$, модуль Юнга $E = 70.3 \text{ ГПа}$, статический предел прочности 228 МПа ; модуль сдвига $\mu = 25.9 \text{ ГПа}$, коэффициент Пуассона $\nu = 0.33$, температура плавления в зависимости от допустимой концентрации легирующих компонентов $T_{melt} = 878...923 \text{ K}$, коэффициент линейного теплового расширения $23.7 \cdot 10^{-6} \text{ К}$; коэффициент теплопроводности 138 Вт/м К , модуль объемного сжатия $B = 69.92 \text{ ГПа}$, производная модуля объемного сжатия по давлению $B_1 = 4.8$, входящие в уравнение состояния Берча–Мурнагана [14], удельная теплоемкость принята равной 0.880 кДж/кг·К [15].

Эволюция поврежденности алюминиевого сплава определялась с использованием модели Джонсона–Кука [14, 20]. Согласно модели разрушения, область разрушения связана с трехосностью напряженного состояния и эквивалентной пластической деформацией:

$$\varepsilon_f = [D_1 + D_2 \exp(D_3 \eta)] [1 + D_4 \ln(\dot{\varepsilon}^*)] [1 + D_5 T^*], \quad (8)$$

где ε_f – эквивалентная пластическая деформация при разрушении материала, $D_1...D_5$ – постоянные материала, $\eta = -p/\sigma_{eq}$ – параметр трехосности напряженного состояния.

Постоянные материала $D_1...D_5$ были определены по предложенной в [20] методике с использованием полученных в данной работе экспериментальных результатов для сплава 1520 и данных [19, 21]. Моделирование разрушения спла-

ва 1520 при одноосном растяжении плоских образцов и высокоскоростного продавливания пластин полусферическим индентором было выполнено при следующих значениях параметров: $D_1 = 0.45$, $D_2 = 0.015$, $D_3 = -1.72$, $D_4 = 0.028$, $D_5 = 5.2$, $T_{melt} = 923$ К.

При вязком разрушении параметр поврежденности сплава f определяется соотношением [16]

$$f = \sum \left(\frac{\Delta \varepsilon_{eq}}{\varepsilon_f} \right), \quad (9)$$

где $\Delta \varepsilon_{eq}$ – приращение эквивалентной пластической деформации в соответствующей материальной точке.

Критерий локального разрушения определен условием

$$f = 1. \quad (10)$$

Контакты между индентором и образцом, зажимным устройством и образцом моделировались с помощью стандартной карты LSDYNA “auto_surface_to_surface”. Заданные параметры коэффициента трения $FS = 0.2$ и коэффициента вязкого демпфирования $VDC = 30$ обеспечили отсутствие паразитных силовых колебаний в контакте [9, 22].

Завершающая стадия развития повреждений перед вязким разрушением соответствует слиянию повреждений в макроскопическую трещину.

Начальные условия соответствуют свободному напряженному состоянию материала в однородном температурном поле. Граничные условия (8) соответствуют растяжению вдоль оси OX_1 с постоянной скоростью v_2 . Граничные условия (рис. 2), соответствующие постоянной скорости нагружения, имеют вид:

$$\begin{aligned} u_2(x_k, t) = 0, \quad x_k \in S_1; \quad u_2(x_k, t) = v_2, \quad x_k \in S_3; \\ \sigma_{33} = 0, \quad x_k \in S_2 \cup S_4; \quad \sigma_{22} = 0, \quad x_k \in S_5 \cup S_6. \end{aligned} \quad (11)$$

Граничные условия задачи о продавливании пластины полусферическим индентором были сформулированы в виде:

$$\begin{aligned} u_3(x_k, t) = v_3, \quad x_k \in S_1, \quad \sigma_{ij}(x_k, t) = 0, \quad x_k \in S_2 \cap S_6, \\ u_i(x_k, t) = 0, \quad x_k \in S_3 \cup S_4, \\ F_n^{(S_2)}(x_k) = -F_n^{(S_1)}(x_k), \quad x_k \in S_6(t) \text{ (контактная поверхность)}, \\ F_r(x_k) = \mu \cdot |F_n|(x_k), \quad x_k \in S_6, \quad \sigma_{ij}(x_k, t) = 0, \quad x_k \in S_7 \\ (S_7 - \text{нижняя свободная поверхность образца, симметричная } S_2). \end{aligned} \quad (12)$$

где σ_{ij} – компоненты тензора напряжений, u_i – компоненты вектора скорости материальных частиц на поверхностях S_k , $k = 1 \dots 7$, v_3 – скорость индентора, μ – вычисляемый коэффициент трения по заданному параметру FS [22], F_r – радиальная составляющая силы трения, F_n – нормальная составляющая усилия в точках контактных поверхности F_6 индентора и образца.

Расчетная область для моделирования деформации образцов была выполнена с использованием 3D линейных лагранжевых элементов с применением контроля эффекта «песочных часов» искажения элементов сетки при больших деформациях. В расчетах использовалась сетка с шагом $\sim 0,3$ мм. Шаг сетки обеспечивал численную сходимость расчетных параметров напряженно-деформированного состояния при растяжении образцов.

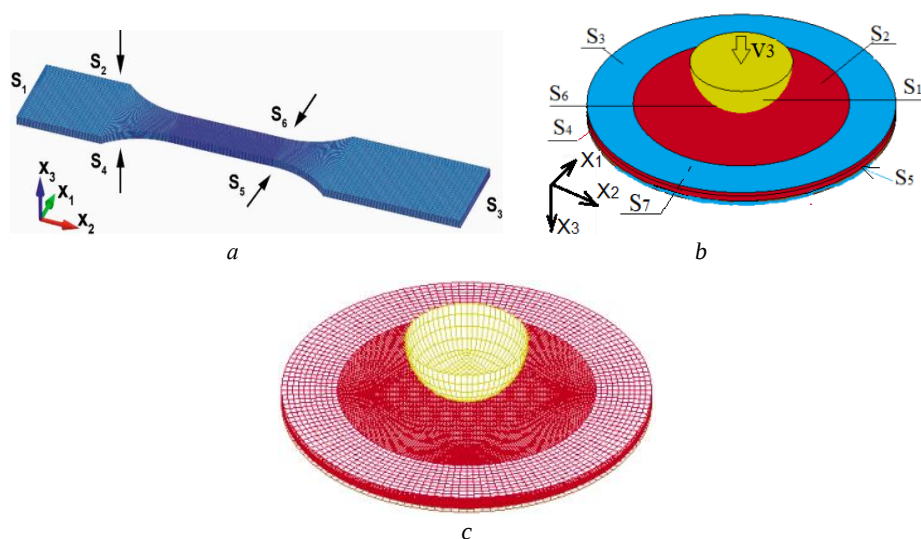


Рис. 2. (a, b) Нумерация поверхностей в расчетных моделях, (c) сетка образца и индентора
Fig. 2. (a, b) Numbering of surfaces in computational models, (c) mesh surface of the specimen and indenter

В 3D модели алюминиевой пластины использовано $\sim 120\,000$ элементов. Сеточные модели индентора и устройства закрепления образцов предполагали реакцию твердых тел и были созданы с использованием 2D оболочечных элементов.

3. Результаты и обсуждение

Экспериментальные зависимости истинных напряжений от истинных деформаций, полученные при растяжении образцов вдоль направления проката с постоянными скоростями деформации $0.01, 1, 100, 1\,000\text{ с}^{-1}$, приведены на рис. 3. Эти результаты свидетельствуют о проявлении скоростной чувствительности напряжения течения алюминиевого сплава 1520 в диапазоне скоростей деформации от 0.01 до $1\,000\text{ с}^{-1}$ и существенном деформационном упрочнении сплава в указанном диапазоне скоростей деформации.

На рис. 4 показаны фотографии образцов с трещинами, образовавшимися при продавливании плоских образцов индентором при скоростях $0.01, 0.1, 1.0, 5.0$ и 10.0 м/с . Конфигурации трещин указывают на общность закономерностей зарождения и формирования трещин в пластинах при продавливании полусферическим индентором в диапазоне скоростей от 0.01 до 10 м/с .

Наличие полусферических фрагментов в зоне разрушения образцов (см. рис. 4, e) указывает на то, что на IV стадии продавливания разрушение начинается с формирования кольцевых трещин. Радиальные трещины разделяют образец на шесть фрагментов и формируются на V и VI стадиях вследствие взаимодействия конической части индентора с пластиной (см. рис. 1, b). Экспериментальные диаграммы $F(u_3)$, полученные при продавливании пластин полусферическим индентором при фиксированных скоростях от 0.01 до 10 м/с , показаны на рис. 5, a.

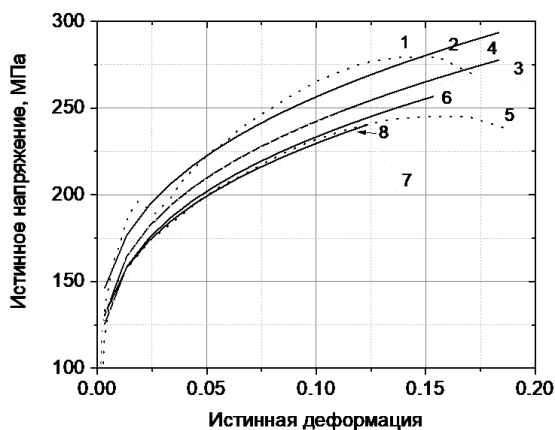


Рис. 3. Зависимости истинных напряжений от истинных деформаций при растяжении образцов сплава 1520 с постоянными скоростями деформации. Линии 1, 3, 5, 7 – экспериментальные диаграммы растяжения при скоростях деформации 1 000, 10, 1, 0,01 с^{-1} соответственно; линии 2, 4, 6, 8 – результаты расчетов для соответствующих скоростей деформации

Fig. 3. True stress–strain curves for the specimens of aluminum alloy 1520 under tension at fixed strain rates. Experimental curves 1, 3, 5, 7 for to the specimens under tension at strain rates of 1000, 100, 1, and 0.01 s^{-1} , respectively; the corresponding curves 2, 4, 6, 8 are obtained in the simulation

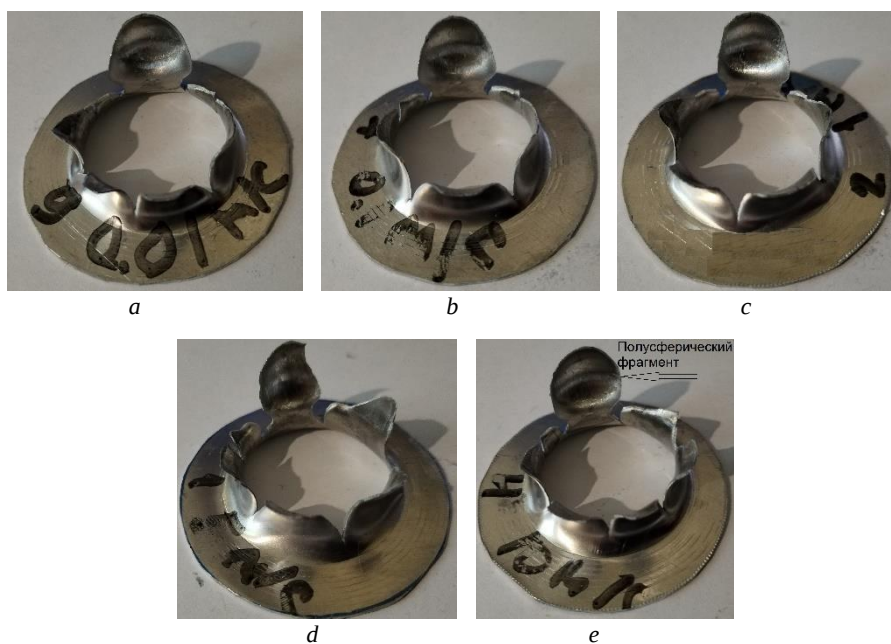


Рис. 4. Фотографии образцов после испытаний при скоростях индентора: (a) 0.01 м/с, (b) 0.1 м/с, (c) 1.0 м/с, (d) 5.0 м/с и (e) 10.0 м/с

Fig. 4. Photographs of the specimens after testing at the indenter velocities of (a) 0.01, (b) 0.1, (c) 1.0, (d) 5.0, and (e) 10.0 m/s

Для определения напряжений и деформаций выполнено имитационное численное моделирование процесса деформации и разрушения пластин при фиксированных скоростях продавливания полусферическим индентором. На рис. 5, *b* показаны расчетные диаграммы $F(u_3)$ при скоростях индентора 1 и 10 м/с в сравнении с экспериментальными. В зоне зарождения трещины (см. рис. 5, *b*) эквивалентная скорость деформации достигает значений $\sim 500 \text{ с}^{-1}$, а в прилежащих зонах скорость деформации существенно ниже (до $\sim 300 \text{ с}^{-1}$). Уравнения модели (3) и (5) при найденных численных значениях коэффициентов позволяют получить в расчетах качественно и количественно правильные значения макроскопических параметров отклика материала пластин при продавливании со скоростями до 10 м/с. Величины условного предела текучести, найденные с помощью формулы (2) и экспериментальных диаграмм продавливания на рис. 5, *a*, составили 95 ± 5 , 150 ± 7.5 , 195 ± 10 МПа для скоростей деформации $\sim 10^{-3}$, $\sim 0.01 \cdot 10^3$ и $\sim 0.5 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ соответственно.

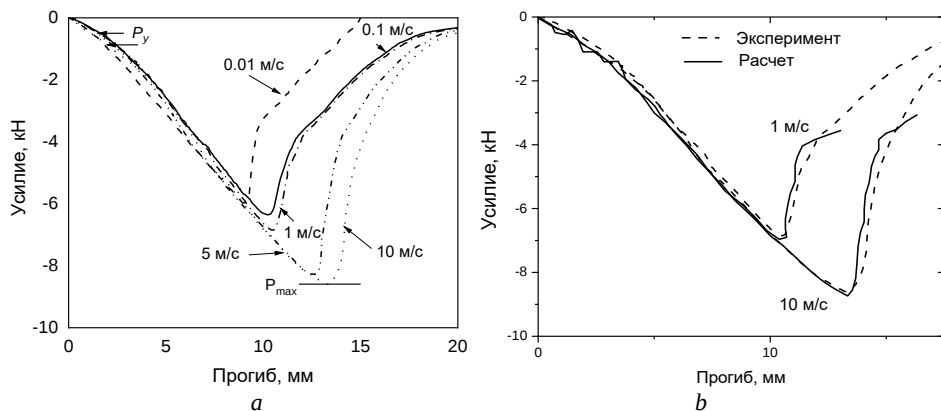


Рис. 5. (а) Экспериментальные диаграммы усилия $F(u_3)$ от прогиба при продавливании полусферическим индентором диаметром 20 мм пластин алюминиевого сплава 1520 со скоростями 0.01, 0.1, 1, 5 и 10 м/с; (б) расчетные диаграммы $F(u_3)$ в сопоставлении с экспериментальными данными

Fig. 5. (a) Experimental diagrams of the force $F(u_3)$ versus deflection for punching through aluminum plates of alloy 1520 by a hemispherical indenter with a diameter of 20 mm at the velocities of 0.01, 0.1, 1, 5 and 10 m/s; (b) calculated diagrams of $F(u_3)$ compared to the experimental data

Найденное значение предела текучести для скорости деформации 10^{-3} с^{-1} хорошо согласуется со справочными данными об условном пределе листового проката сплава 1520. Значения условного предела текучести при высоких скоростях деформации согласуются с экспериментальными значениями, полученными при одноосном растяжении в данной работе.

Расчетные значения пластической деформации на нижней поверхности пластины при максимальных прогибах на 11.2 и 11.84 мм при продавливании индентором со скоростью 10 м/с приведены на рис. 6, *a*, *b*. Результаты показывают формирование двунаправленных зон локализации пластической деформации, повреждений и конечного разрушения в процессе продавливания. Процесс деформации и повреждения происходит в условиях конкуренции между растягивающим нормальным напряжением и сдвиговым напряжением. На начальной ста-

дии деформации сплава 1520 растягивающее нормальное напряжение в окружном направлении приводит к образованию окружных полос сдвига. Начало формирования окружной трещины приводит к перераспределению сдвиговых напряжений, как показано на рис. 6, *d*. Пространственное распределение сдвиговых напряжений определяет зарождение радиальных зон повреждения, приводящих к образованию радиальных трещин с последующим их ростом под действием конической части опоры индентора. Число фрагментов в случае данного исследования шесть (показаны на рис. 4), и их геометрические характеристики не зависят от скорости движения конструкции индентора в диапазоне от 0.01 до 10 м/с.

Пластическая деформация на III и IV стадиях продавливания пластин полусферическим индентором развивается под действием сдвиговых напряжений, а трещины начинают формироваться в окружном направлении. Кольцевые зоны локализации деформации с последующим формированием повреждений и трещин образуются при прогибе пластины на 11.2 мм при скорости индентора 10 м/с (см. рис. 6, *a*).

Результаты, показанные на рисунке 6, *a*, *b*, свидетельствуют о локализации пластической деформации в алюминиевом сплаве 1520 перед разрушением при высокоскоростном растяжении. Ранее формирование полос локализации деформации перед разрушением в условиях одноосного растяжения со скоростями деформации от $1.67 \cdot 10^{-4}$ до $33.33 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ было обнаружено в сплаве 1520 методом корреляции цифровых изображений (DIC) [8].

В данной работе оценки предельных деформаций в зоне локализации при образовании трещин были определены по формуле (3) с использованием статистически усредненных измеренных значения толщин на краю фрагментов каждого из пяти образцов в сериях испытаний при фиксированных скоростях индентора. Получены следующие значения ε_f : 0.497 ± 0.026 , 0.492 ± 0.021 , 0.485 ± 0.022 , 0.434 ± 0.022 , 0.351 ± 0.021 при скоростях индентора 10, 5, 1, 0.1 и 0.01 м/с соответственно. Полученные значения существенно превышают усредненные значения ε_f при одноосном растяжении образцов при соответствующих скоростях деформации, которые могут быть оценены по результатам на рис. 3.

В результате релаксации сдвиговых напряжений в зонах локализации пластической деформации и роста повреждений в деформируемом образце образуется сложное напряженное состояние. Распределение параметра трехосности напряженного состояния вблизи тыльной поверхности образца сплава 1520 показано на рис. 6, *e*, *f* при продавливании индентором со скоростями до 10 м/с.

Использование модели повреждения Джонсона–Кука (8), (9) совместно с уравнением (6) позволило получить согласие расчетной конфигурации трещин при скоростном продавливании пластин сплава 1520, как показано на рис. 6, *b*. Расчетная конфигурация трещин при прогибе пластины на 11.84 мм согласуется с наблюдаемой в эксперименте (см. рис. 4, *e*). Используемая для прогнозирования образования повреждений в процессе динамического продавливания листового проката сплава 1520 модель механического поведения Джонсона–Кука (8), (9) учитывает зависимость величины предельных деформаций до разрушения от параметра трехосности напряженного состояния η [13, 18]. При одноосном растяжении плоских образцов металлов и сплавов без надрезов параметр η слабо изменяется относительно постоянного значения ~ 0.333 [9]. Расчетные величины параметра трехосности напряженного состояния, показанные на рис. 6, *c*, *d* варьируют в широком диапазоне в процессе продавливания полусферическим индентором.

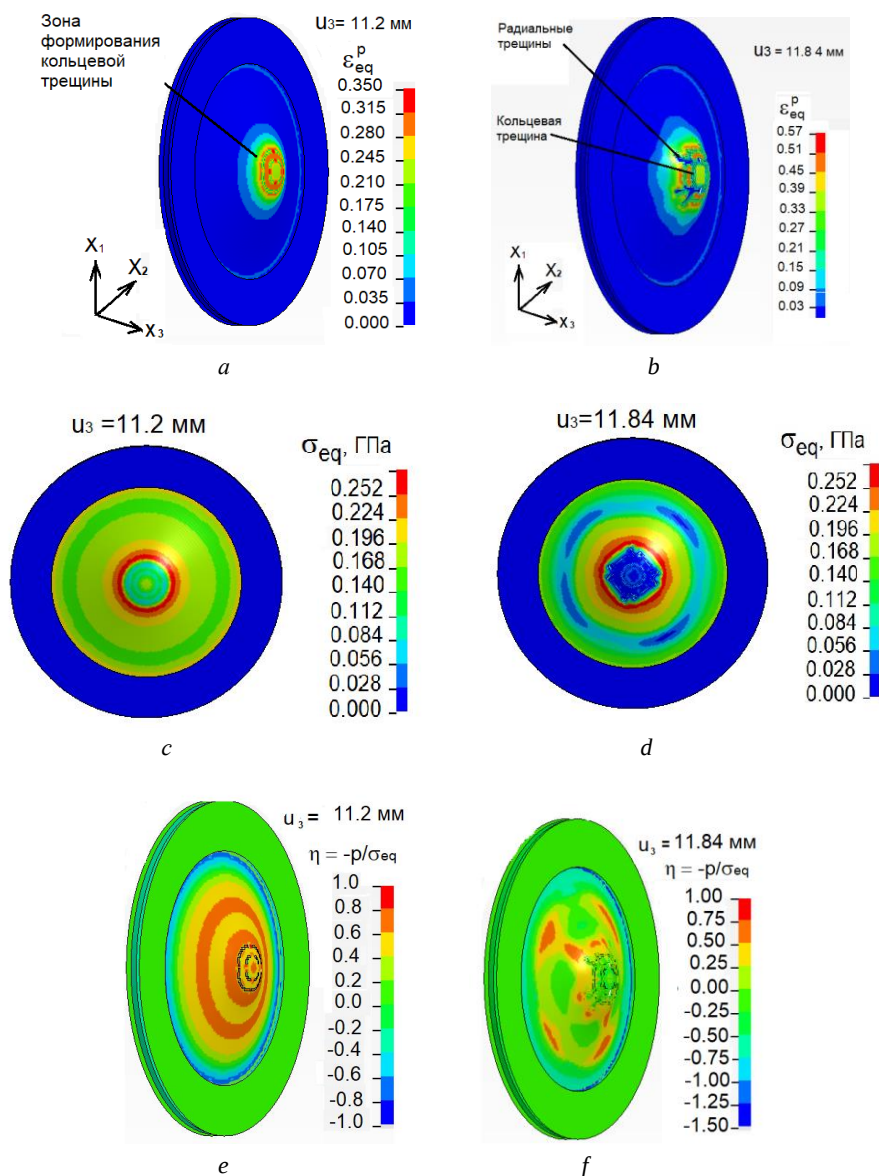


Рис. 6. Расчетные значения параметров механического состояния на нижней поверхности пластины при прогибах 11.2 и 11.84 мм при продавливании пластины сплава 1520 полусферическим индентором со скоростью 10 м/с: (a, b) эквивалентные пластические деформации; (c, d) эквивалентные напряжения фон Мизеса; (e, f) параметр трехосности напряжений η

Fig. 6. Calculated parameters of the mechanical state at the deflections of 11.2 and 11.84 mm on the lower surface of the plate of alloy 1520 punched by a hemispherical indenter at a velocity of 10 m/s: (a, b) equivalent plastic deformations; (c, d) equivalent von Mises stresses; and (e, f) stress triaxiality parameter η

Данные, полученные при испытаниях на высокоскоростное продавливание пластин, дополняют и расширяют информацию о закономерностях высокоскоростной деформации при одноосном растяжении, представленных на рис. 3. Согласно расчетной конфигурации трещин и числа образующихся фрагментов с экспериментальными данными, полученными при моделировании высокоскоростного продавливания пластин сплава 1520 с использованием модели Джонсона–Кука, позволило описать влияние параметра трехосности напряженного состояния η на пластическое течение сплава 1520 при сложном напряженном состоянии. В условиях продавливания листового проката сплава 1520 формируются окружные и радиальные зоны с повреждениями и трещинами. Полученные результаты показывают, что модель Джонсона–Кука с параметрами, найденными в данной работе, позволяет описывать и прогнозировать деформации и разрушения листового проката алюминиевого сплава 1520 при температурах, близких к комнатной, в диапазоне скоростей деформации от 0.001 до $1\,000\text{ с}^{-1}$.

Заключение

Проведено исследование механического поведения алюминиевого сплава 1520 (ранее применявшаяся маркировка АМг2, аналог сплава АА5052) при одноосном растяжении со скоростями деформации от 0.01 до $1\,000\text{ с}^{-1}$ и многоосном растяжении в условиях продавливания при комнатной температуре пластин толщиной 1 мм полусферическим индентором диаметром 20 мм со скоростями от 0.01 до 10 м/с .

Получены новые данные о напряжении течения и предельных деформациях до разрушения сплава в широком диапазоне скоростей деформации и изменения параметра трехосности напряженного состояния.

Показано, что при высокоскоростном растяжении происходит вязкое разрушение алюминиевого сплава 1520 в результате зарождения и роста повреждений в зонах локализации пластической деформации.

Для получения адекватных прогнозов механического поведения сплава 1520 в диапазоне скоростей деформации от 0.001 до $1\,000\text{ с}^{-1}$ на основе модели повреждаемых сред Джонсона–Кука необходимо использовать более высокие значения эквивалентных пластических деформаций до разрушения по сравнению с усредненными макроскопическими значениями, регистрируемыми при одноосном растяжении образцов.

Полученные экспериментальные данные могут быть использованы для калибровки моделей механического поведения для сплава 1520. Определяющее уравнение и модель повреждаемости Джонсона–Кука с параметрами, найденными в данной работе, могут быть использованы при выполнении численных исследований элементов конструкций из сплава 1520 с концентраторами напряжений при динамических воздействиях.

Список источников

1. Vishnukumar M., Pramod R., Rajesh Kannan A. Wire arc additive manufacturing for repairing aluminium structures in marine application // *Materials Letters*. 2021. V. 299. Art. 130112. doi: 10.1016/j.matlet.2021.130112
2. Промахов В.В., Матвеев А.Е., Шульц Н.А., Бахмат В.Р., Дронов Ф.Ю., Туранов Т.Э. Исследование структуры и свойств металломатричных композиционных материалов, полученных методом прямого лазерного выращивания // *Вестник Томского государственного университета*.

- ственного университета. Математика и механика. 2022. № 77. С. 125–139. doi: 10.17223/19988621/77/10
3. Хрусталева А.П., Платов В.В., Кахидзе Н.И., Жуков И.А., Ворожцов А.Б. Влияние наночастиц вольфрама на структуру и механическое поведение алюминиевого сплава 1550 в условиях квазистатического нагружения // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. 2021. № 74. С. 141–153. doi: 10.17223/19988621/74/14
 4. Алюминий АМг2 // Центральный металлический портал. 2023. URL: https://metallicheckiy-portal.ru/marki_metallov/alu/AMg2 (дата обращения: 24.05.2023).
 5. Li X., Shi T., Li B., Chen X., Zhang C., Guo Z., Zhang Q. Subtractive manufacturing of stable hierarchical micro-nano structures on AA5052 sheet with enhanced water repellence and durable corrosion resistance. // Materials and Design. 2019. V. 183. Art. 108152. doi: 10.1016/j.matdes.2019.108152
 6. He H., Yang T., Ren Y., Peng Y., Xue S., Zheng L. Experimental investigation on the formability of Al-Mg alloy 5052 sheet by tensile and cupping test // Materials. 2023. V. 15. Art. 8949. doi: 10.3390/ma15248949
 7. Скрипник В.В. Особенности разрушения алюминий-магниевого сплава АМг6 при высокоскоростной деформации // Известия вузов. Физика. 2015. Т. 58, № 5. С. 96–101.
 8. Третьякова Т.В., Вильдеман В.Э. Закономерности и схематизация процесса локализации пластического течения при испытаниях плоских образцов алюминий-магниевого сплава // Физическая мезомеханика. 2017. Т. 20, № 2. С. 71–78.
 9. LS-DYNA3D Theoretical manual. Livermore, CA : Livermore software Technology Corporation, 1993.
 10. Skripnyak V.V., Skripnyak E.G., Skripnyak V.A. Fracture of titanium alloys at high strain rates and under stress triaxiality // Metals. 2020. V. 10, № 3. Art. 305. doi: 10.3390/met10030305
 11. Lucon E., Benzing J., Hrabe N. Development and validation of small punch testing at NIST : National Institute of Standards and Technology Interagency or Internal Report 8303 // Natl. Inst. Stand. Technol. Internag. Intern. 2020. V. 8303. 55 p. doi: 10.6028/NIST.IR.8303
 12. Norris S.D., Parker J.D. Deformation processes during disc bend loading // Materials Science and Technology. 1996. V. 12 (2). P. 163–170. doi: 10.1179/mst.1996.12.2.163
 13. Vorlicek V., Exworthy L.F., Flewitt P.E.J. Evaluation of a miniaturized disc test for establishing the mechanical properties of low-alloy ferritic steels // Journal of Materials Science. 1995. V. 30. P. 2936–2943. doi: 10.1007/BF00349666
 14. 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
 15. Carmona R., Zhu Q., Sellars C.M., Beynon J.H. Controlling mechanisms of deformation of AA5052 aluminium alloy at small strains under hot working conditions // Materials Science and Engineering: A. 2005. V. 393 (1-2). P. 157–163. doi: 10.1016/j.msea.2004.11.010
 16. Johnson G.R., Cook W.H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures // Engineering Fracture Mechanics. 1985. V. 21. P. 31–48. doi: 10.1016/0013-7944(85)90052-9
 17. Taylor G.I., Quinney H. The latent energy remaining in a metal after cold working // Proc. Royal Soc. London. Ser. A. Mathematical and Physical Sciences. 1934. V. 143, № 849. P. 307–326.
 18. Bragov A., Igumnov L., Konstantinov A., Lomunov A., Rusin E. Effects of high strain rate and self-heating on plastic deformation of metal materials under fast compression loading // Journal of Dynamic Behavior of Materials. 2019. V. 5. P. 309–319. doi: 10.1007/s40870-019-00214-x
 19. Prakash G., Singh N.K., Sharma P., Gupta N.K. Tensile, compressive, and flexural behaviors of Al5052-H32 in a wide range of strain rates and temperatures // Journal of Materials in Civil Engineering. 2020. V. 32, № 5. Art. 04020090. doi: 10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0003154
 20. Ijaz H., Zain-ul-abdein M., Saleem W., Asad M., Mabrouki T. Modified Johnson-Cook plasticity model with damage evolution: application to turning simulation of 2XXX aluminium alloy // Journal of Mechanics. 2017. V. 33. P. 777–788. doi: 10.1017/jmech.2017.11

21. Song P., Li W., Wang X., Xu W. Study on mechanical properties and constitutive model of 5052 aluminium alloy // *Materials Science and Technology*. 2019. V. 35, № 8. P. 916–924. doi: 10.1080/02670836.2019.1596611
22. Škrlec A., Klemenc J. Estimating the strain-rate-dependent parameters of the Cowper-Symonds and Johnson-Cook material models using Taguchi arrays // *Strojniški vestnik – Journal of Mechanical Engineering*. 2016. V. 62, № 4. P. 220–230. doi: 10.5545/sv-jme.2015.3266

References

1. Vishnukumar M., Pramod R., Rajesh Kannan A. (2021) Wire arc additive manufacturing for repairing aluminium structures in marine application. *Materials Letters*. 299. Article 130112. doi: 10.1016/j.matlet.2021.130112
2. Promakhov V.V., Matveev A.E., Schul'ts N.A., Bakhmat V.R., Dronov F.Yu., Turanov T.E. (2022) Issledovanie struktury i svoystv metallomatrichnykh kompozitsionnykh materialov, poluchennykh metodom pryamogo lazernogo vyrashchivaniya [A study of the structure and properties of the metal matrix composite materials obtained by a method of direct laser growing]. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika – Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics*. 77. pp. 125–139. doi: 10.17223/19988621/77/10
3. Khrustalev A. P., Platov V. V., Kakhidze N. I. E., Zhukov I. A., Vorozhtsov A. B. (2021) Vliyaniye nanochastits vol'frama na strukturu i mekhanicheskoe povedeniye alyuminievogo splava 1550 v usloviyakh kvazistaticheskogo nagruzheniya [Influence of tungsten nanoparticles on the structure and mechanical behavior of the 1550 aluminum alloy under quasi-static loading]. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika – Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics*. 74. pp. 141–153. doi: 10.17223/19988621/74/14
4. *Tsentr'al'nyy metallicheskiy portal. Alyuminiy AMg2* [Central metal portal. Aluminum AMg2]. URL: https://metallichekiy-portal.ru/marki_metallov/alu/AMg2 (05/24/2023).
5. Li X., Shi T., Li B., Chen X., Zhang C., Guo Z., Zhang Q. (2019) Subtractive manufacturing of stable hierarchical micro-nano structures on AA5052 sheet with enhanced water repellence and durable corrosion resistance. *Materials and Design*. 183. Article 108152. doi: 10.1016/j.matdes.2019.108152
6. He H., Yang T., Ren Y., Peng Y., Xue S., Zheng L. (2023) Experimental investigation on the formability of Al-Mg alloy 5052 sheet by tensile and cupping test. *Materials*. 15. Article 8949. doi: 10.3390/ma15248949
7. Skripnyak N.V. (2015) The features of fracture behavior of an aluminum-magnesium alloy AMg6 under high-rate straining. *Russian Physics Journal*. 58. pp. 691–697. doi: 10.1007/s11182-015-0552-3
8. Tret'yakova T.V., Vil'deman V.E. (2018) Zakonomernosti i skhematizatsiya protsessa lokalizatsii plasticheskogo techeniya pri ispytaniyakh ploskikh obraztsov alyuminievo-magnievogo splavakh [Plastic strain localization and its stage in Al-Mg alloys]. *Fizicheskaya mezomekhanika – Physical Mesomechanics*. 21(4). pp. 314–319. doi: 10.1134/S1029959918040057
9. *LS-DYNA3D Theoretical Manual* (1993) Livermore: Livermore Software Technology Corporation.
10. Skripnyak V.V., Skripnyak E.G., Skripnyak V.A. (2020) Fracture of titanium alloys at high strain rates and under stress triaxiality. *Metals*. 10(3). Article 305. pp. 1–24. doi: 10.3390/met10030305
11. Lucon E., Benzing J., Hrabe N. (2020) *Development and Validation of Small Punch Testing at NIST*. National Institute of Standards and Technology Interagency or Internal Report 8303. doi: 10.6028/NIST.IR.8303
12. Norris S.D., Parker J.D. (1996) Deformation processes during disc bend loading. *Materials Science and Technology*. 12(2). pp. 163–170. doi: 10.1179/mst.1996.12.2.163
13. Vorlicek V., Exworthy L.F., Flewitt P.E.J. (1995) Evaluation of a miniaturized disc test for establishing the mechanical properties of low-alloy ferritic steels. *Journal of Materials Science*. 30. pp. 2936–2943. doi: 10.1007/BF00349666

14. 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
15. Carmona R., Zhu Q., Sellars C.M., Beynon J.H. (2005) Controlling mechanisms of deformation of AA5052 aluminium alloy at small strains under hot working conditions. *Materials Science and Engineering: A*. 393(1–2). pp. 157–163. doi: 10.1016/j.msea.2004.11.010
16. Johnson G.R., Cook W.H. (1985) Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*. 21. pp. 31–48. doi: 10.1016/0013-7944(85)90052-9
17. Taylor G.I., Quinney H. (1934) The latent energy remaining in a metal after cold working. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*. 143(849). pp. 307–326. doi: 10.1098/rspa.1934.0004
18. Bragov A., Igumnov L., Konstantinov A., Lomunov A., Rusin E. (2019) Effects of high strain rate and self-heating on plastic deformation of metal materials under fast compression loading. *Journal of Dynamic Behavior of Materials*. 5. pp. 309–319. doi: 10.1007/s40870-019-00214-x
19. Prakash G., Singh N.K., Sharma P., Gupta N.K. (2020) Tensile, compressive, and flexural behaviors of Al5052-H32 in a wide range of strain rates and temperatures. *Journal of Materials in Civil Engineering*. 32(5). Article 04020090. doi: 10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0003154
20. Ijaz H., Zain-ul-abdein M., Saleem W., Asad M., Mabrouki T. (2017) Modified Johnson-Cook plasticity model with damage evolution: application to turning simulation of 2XXX aluminium alloy. *Journal of Mechanics*. 33. pp. 777–788. doi: 10.1017/jmech.2017.11
21. Song P., Li W., Wang X., Xu W. (2019) Study on mechanical properties and constitutive model of 5052 aluminium alloy. *Materials Science and Technology*. 35(8). pp. 916–924. doi: 10.1080/02670836.2019.1596611
22. Škrlec A., Klemenc J. (2016) Estimating the strain-rate-dependent parameters of the Cowper-Symonds and Johnson-Cook material models using Taguchi arrays. *Strojniški vestnik – Journal of Mechanical Engineering*. 62(4). pp. 220–230. doi: 10.5545/sv-jme.2015.3266

Сведения об авторах:

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

Чирков Максим Олегович – аспирант Томского государственного университета (Томск, Россия). E-mail: chirkovmaksim@mail.ru

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

Information about the authors:

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

Chirkov Maksim O. (Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: chirkovmaksim@mail.ru

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

Статья поступила в редакцию 11.09.2023; принята к публикации 04.12.2023

The article was submitted 11.09.2023; accepted for publication 04.12.2023