

Научная статья

УДК 539.3

doi: 10.17223/19988621/89/11

Механическое поведение титановых сплавов при динамическом продавливании

Владимир Владимирович Скрипняк¹,
Владимир Альбертович Скрипняк²

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

¹ skrp2012@yandex.ru

² skrp2006@yandex.ru

Аннотация. Определение физико-механических характеристик материалов при высоких скоростях деформации играет ключевую роль в повышении адекватности и точности инженерного анализа конструкций, работающих в экстремальных условиях. В данной работе представлены результаты экспериментальных исследований деформации и разрушения тонколистового проката сплава Ti–5Al–2.5Sn при продавливании полусферическим индентором со скоростью 10, 5, 1 и 0,5 м/с и результаты численного имитационного моделирования испытаний. Результаты моделирования испытаний на динамическое продавливание пластин с использованием вязкопластической модели механического поведения повреждаемых сред показали возможность валидации модели с кинетикой повреждения для сложных напряженных состояний в условиях двухосного высокоскоростного растяжения. Полученные в расчетах формы трещин и прогибы пластин аналогичны наблюдаемым в экспериментах при динамическом продавливании сплава.

Ключевые слова: титановые сплавы, испытание на продавливание, высокие скорости деформации, сложное напряженное состояние

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке фонда РНФ (код проекта 22-79-00162).

Для цитирования: Скрипняк В.В., Скрипняк В.А. Механическое поведение титановых сплавов при динамическом продавливании // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. 2024. № 89. С. 147–161. doi: 10.17223/19988621/89/11

Mechanical behavior of titanium alloys in a dynamic punch test

Vladimir V. Skripnyak¹, Vladimir A. Skripnyak²

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

¹ skrp2012@yandex.ru

² skrp2006@yandex.ru

Abstract. In this paper, the deformation and fracture of Ti–5Al–2.5Sn alloy in complex stress states under biaxial tension at strain rates of up to several hundred per second are studied. Such loading conditions are provided during high-speed punch tests for thin plates. Samples of titanium alloy plates are punched with a hemispherical indenter, which is 20 mm in diameter, at velocities of 10, 5.0, 1.0, and 0.5 m/s with simultaneous recording of the punching forces and maximum deflection and video recording of the sample surface at a speed of 13.000 frames/s. Numerical simulation of punching tests is performed at punching velocities ranging from 0.5 to 10 m/s to validate the constitutive relationships and damage development kinetics. To describe the plastic flow and fracture of Ti–5Al–2.5Sn alloy in the range of strain rates from 0.001 to 1000 s^{–1}, the micromechanical damage model coupled with a model of the viscoplastic mechanical behavior of the material is used. The simulated crack shape and deflections are found to be similar to those obtained experimentally. Thus, dynamic bursting testing allows the validation of models of damage kinetics in complex stress states.

Keywords: titanium alloys, dynamic punch test, high strain rates, complex stress state

Acknowledgments: This work was supported by the Russian Science Foundation (project No. 22-79-00162).

For citation: Skripnyak, V.V., Skripnyak, V.A. (2024) Mechanical behavior of titanium alloys in a dynamic punch test. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika – Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics*. 89. pp. 147–161. doi: 10.17223/19988621/89/11

Введение

Альфа-титановый сплав Ti–5Al–2.5Sn (аналог сплава BT5-1 или Grade 6) обладает хорошей стойкостью к окислению, хорошей свариваемостью, но плохо поддается механической обработке резанием [1–3]. Следует отметить, что сплав Ti–5Al–2.5Sn обладает высокой вязкостью разрушения в криогенных средах и успешно применяется для создания емкостей для хранения водорода. Поэтому изготовление тонкостенных конструктивных элементов из сплава Ti–5Al–2.5Sn методами формовки может осуществляться в широком диапазоне режимов нагружения [4, 5]. При изготовлении элементов конструкций из листового проката альфа- и псевдоальфа-титановых сплавов в настоящее время применяются технологии высокоскоростной формовки, в том числе перспективные технологии, такие как электромагнитная формовка, электрогидравлическая формовка, взрывная формовка, ударная гидроформовка и др. Одним из перспективных технологических направлений производства тонкостенных элементов конструкций также яв-

ляется динамическая штамповка [6, 7]. Режимы штамповки чувствительны к скорости деформации, напряженному состоянию и распределению пластической деформации по толщине листа, а также к возникновению повреждений и образованию микропор и макротрещин.

Результаты последних исследований показывают, что испытания, проводимые в условиях сложного напряженного состояния, позволяют получить более полную информацию о механическом отклике материалов на физические и механические воздействия, возникающие при изготовлении и эксплуатации конструкций [6–10]. В ряде исследований механическое поведение легких сплавов в широком диапазоне скоростей деформации изучалось методом обратного моделирования, основанным на численном анализе результатов испытаний на продавливание полусферическим индентором плоских образцов [7, 9, 10]. Испытания на продавливание тонких пластин из металлов и сплавов полусферическими инденторами позволяют исследовать механическое поведение материалов при упругопластическом деформировании в условиях сложного напряженного состояния, близкого к двuosному растяжению [9, 10]. Квазистатические и динамические испытания на продавливание полусферическими инденторами выполняют на тонких образцах металлов и сплавов в соответствии с принятыми стандартами (ASTM E3205, BS EN 10371, CWA 15627, ГОСТ 10510–80, GB/T 29459) [9–16].

Результаты испытаний на продавливание могут быть использованы для валидации моделей механического поведения материала, разработанных с учетом данных, полученных в экспериментах при одноосном нагружении [11–14]. Результаты испытаний могут также применяться при разработке методов моделирования технологических процессов динамической штамповки, прогнозирования режимов штамповки, эффектов пружинения, распределения пластических деформаций и возникновения повреждений [7, 9, 11–14].

Актуальность исследований сплава Ti–5Al–2.5Sn при динамических воздействиях обусловлена необходимостью предотвращения возникновения микроповреждений в процессе изготовления тонкостенных резервуаров и сосудов.

Цель данной работы – исследование механического поведения сплава Ti–5Al–2.5Sn с помощью испытания на высокоскоростное продавливание тонких пластин полусферическим индентором. Полученные данные дополняют результаты ранее проведенных исследований механического поведения титановых сплавов при динамическом нагружении и варьировании параметра трехосности напряженного состояния [6, 8, 10].

1. Материал и метод испытания

Исследования проводились на промышленном тонколистовом прокате Ti–5Al–2.5Sn (аналог сплава BT5-1). Сплав Ti–5Al–2.5Sn имел химический состав (мас. %): 5.311 Al; 2.51 Sn; 0.211 Fe; 0.0116 Si; 0.864 B; 0.2786 Zr; Ti – остальное.

Сплав находился в поликристаллическом состоянии. Зеренная структура сплава была мелкокристаллической, однородной и равноосной. Средний размер зерна сплава составлял ~ 40 мкм. Образцы для испытаний вырезались электроэрозионным методом на станке с ЧПУ ДК7732 из листа толщиной 1.2 ± 0.05 мм, что обеспечивало высокую точность воспроизведения геометрических параметров образцов. Поверхности образцов полировались для снижения коэффициента тре-

ния при контакте с индентором. Геометрические параметры образцов для высокоскоростных испытаний выбраны в соответствии с рекомендациями INSTRON и стандартами ASTM E643–09 и ISO 8490–86. На рис. 1, *a* показана схема испытательной установки. Диаметр образца d составляет 60 ± 0.1 мм, диаметр D в нижней части опорной матрицы 42 ± 0.1 мм.

Испытания при постоянной скорости продавливания проводились на высокоскоростном испытательном стенде Instron VHS 40/50-20 (Instron, Хай Вайкомб, Великобритания) с датчиком усилий 50 кН.

На рис. 1, *b* представлены фотографии положений инденторов в начале и конце процесса испытаний на продавливание. Датчик усилий установлен в инденторе, а закрепленный в опорной матрице образец перемещался с заданной постоянной скоростью. Испытания проводились в режиме поддержания постоянной скорости при начальных значениях продольных скоростей: 0.5 ± 0.001 , 1 ± 0.01 , 2 ± 0.01 , 5 ± 0.01 , 10 ± 0.1 м/с.

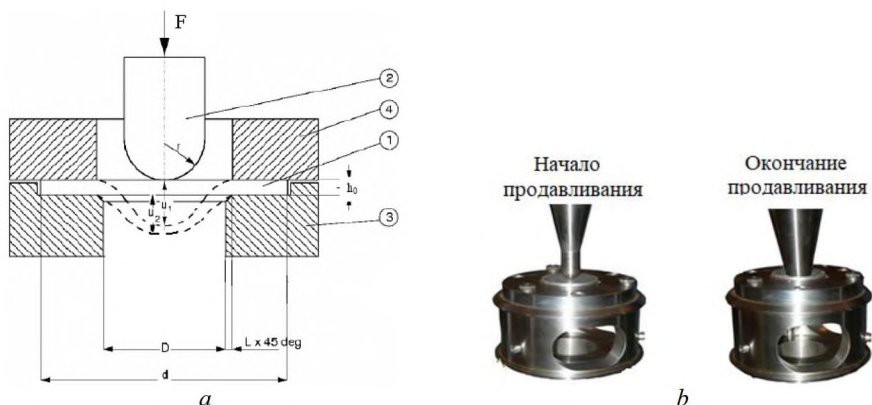


Рис. 1. Схема испытательной установки (*a*): 1 – образец, 2 – индентор полусферический, 3, 4 – нижняя и верхняя части опорной матрицы соответственно; фотографии положений инденторов в начале и конце процесса испытаний на продавливание на сервогидравлическом стенде Instron VHS 40/50-20 (*b*)

Fig. 1. (*a*) Sectional scheme of a punch test setup: 1, specimen; 2, hemispherical punch; 3 and 4, the lower and the upper parts of a support matrix, respectively; (*b*) photograph of the initial and final stages of punching on the Instron VHS 40/50-20 testing machine

Стоит отметить, что динамика разрушения образцов и характер образования трещин при продавливании зависят от геометрических параметров индентора и образца. Поэтому для регистрации конфигурации образца в момент фрагментации применялась высокоскоростная видеосъемка. Для видеорегистрации деформации и разрушения образцов использовалась высокоскоростная камера Phantom V711 (Vision Research – AMETEK Co, Уэйн, Нью-Джерси, США). Для освещения поверхности образцов при высокоскоростных испытаниях использованы две галогеновые лампы по 5 Вт. Съемка выполнялась при скорости 13 000 кадров/с и экспозиции 10 мкс. Видеокамера устанавливалась в вертикальной плоскости, параллельной перемещению траверсы. Съемка деформации и разрушения тыльной поверхности образцов осуществлялась с использованием зеркала, установленного в подвижном устройстве закрепления образцов.

2. Численное моделирование пластического течения и развития повреждений титанового сплава при динамических испытаниях на продавливание

Вычислительная модель использует теоретическую основу механики сплошных сред с повреждениями.

Изменение температуры при развитии пластического течения за счет диссипации энергии рассчитывалось в адиабатическом приближении [14]:

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

где T_0 – начальная температура, параметр $\beta \sim 0.9$ – доля пластической работы, преобразованная в тепло, $\sigma_{eq} = [(3/2)\sigma_{ij}\sigma_{ij} - 0.5\sigma_{kk}^2]^{1/2}$ – эквивалентное напряжение Мизеса, $d\varepsilon_{eq}^p = \dot{\varepsilon}_{eq}^p dt = [(2/3)\dot{\varepsilon}_{ij}^p\dot{\varepsilon}_{ij}^p]^{1/2} dt$ – приращение эквивалентной пластической деформации, $\dot{\varepsilon}_{eq}^p$ – компоненты скорости пластической деформации.

Температурная зависимость удельной теплоемкости альфа-титанового сплава Ti–5Al–2.5Sn от температуры T в диапазоне от 293 до 1115 К описана феноменологическим соотношением [15]

$$C_p = 248.389 + 1.53067T - 0.00245T^2 [\text{Дж/кг К}] \text{ at } 0 < T < T_{\alpha\beta} \approx 1320 \text{ К}. \quad (2)$$

Температурная зависимость модуля сдвига альфа-титанового сплава рассчитывалась из соотношения [16]

$$\mu(T, \rho) = \mu_0 [1 + \mu_1 p (\rho_0 / \rho) - \mu_2 (T - 295 \text{ К})], \quad (3)$$

где $\mu_0 = 48.66$ ГПа, $\mu_1 = 11\,500$ ГПа⁻¹, $\mu_2 = 0.000662$ К⁻¹ – феноменологические параметры для сплава Ti–5Al–2.5Sn, p – давление, ρ_0 , ρ – значения массовой плотности при 295 К и температуре T соответственно.

Напряжение течения конденсированной фазы сплава описывалось с помощью следующего определяющего соотношения [10]:

$$\sigma_s = (C_0 (\varepsilon_{eq}^p)^{1/2} + C_1) \exp(-A_0 T) \exp(A_1 T \ln(1 + \dot{\varepsilon}_{eq}^p / \dot{\varepsilon}_{disl0}^p)), \quad (4)$$

где C_0 , C_1 , A_0 , A_1 – параметры материала, $\dot{\varepsilon}_{disl0}^p$ – параметр, нормирующий скорость пластической деформации, $\varepsilon_{eq}^p = [(2/3)\varepsilon_{ij}^p\varepsilon_{ij}^p]^{1/2}$ – эквивалентная пластическая деформация.

Расчеты выполнены для сплава Ti–5Al–2.5Sn при численных значениях параметров: $C_0 = 0.665$ ГПа, $C_1 = 0.8$ ГПа, $A_0 = 0.0016$ К⁻¹, $A_1 = 0.0002$ К⁻¹, $\dot{\varepsilon}_{disl0}^p = 1$ с⁻¹, $T_m = 1\,875$ К.

Модель GTN была использована для определения пластического потенциала [6, 10]:

$$(\sigma_s^2 / \sigma_s^2) + 2q_1 f^* \cosh(-q_2 p / 2\sigma_s) - 1 - q_3 (f^*)^2 = 0, \quad (5)$$

где σ_s – предел текучести, p – давление, q_1 , q_2 и q_3 – параметры модели, f – объемная доля пор.

Кинетическая модель развития повреждаемости за счет эволюции размера пор использовалась для описания кинетики повреждений, связанных с зарождением и ростом пор при пластической деформации [6]. Скорость роста связана со скоростью объемной пластической деформации. Зарождение пор зависит от эквива-

лентной пластической деформации ε_{eq}^p и предполагает нормальное распределение пор по размерам.

$$\begin{aligned}\dot{f} &= \dot{f}_{nucl} + \dot{f}_{growth}, \\ \dot{f}_{growth} &= (1-f)\dot{\varepsilon}_{kk}^p, \\ \dot{f}_{nucl} &= [f_N / (\sqrt{2\pi} s_N)] \exp \{-0.5[(\varepsilon_{eq}^p - \varepsilon_N) / s_N]^2\} \dot{\varepsilon}_{eq}^p,\end{aligned}\quad (6)$$

где $\dot{f}, \dot{f}_{nucl}, \dot{f}_{growth}$ – скорость изменения параметра поврежденности, скорость зарождения повреждений, скорость роста пор, ε_N и s_N – средняя деформация при зарождении пор и стандартное отклонение соответственно.

Величина релаксации напряжений в модели, связанная с зарождением пор в конденсированной фазе, контролируется параметром f_N . Финальная стадия развития повреждений перед вязким разрушением соответствует слиянию пор в макроскопическую трещину. Слияние пор приводит к релаксации напряжений и ускорению скорости роста параметра поврежденности f^* вплоть до эрозии конечного элемента (когда доля пор f_F достигает критического значения f_c).

$$f^* = [f_c + (\bar{f}_F - f_c) / (f_F - f_c)] H(f - f_c) + f H(f_c - f), \quad (7)$$

где $\bar{f}_F = (q_1 + \sqrt{q_1^2 - q_3}) / q_3$, q_1, q_2 и q_3 – константы модели, $H(\cdot)$ – функция Хевисайда.

Параметры модели титанового сплава Ti–5Al–2.5Sn были определены методом полуобратного численного моделирования испытаний на одноосное растяжение при скоростях деформации 0.1, 100, 1 000 с⁻¹ [6, 17]. В расчетах использовались следующие значения коэффициентов модели для Ti–5Al–2.5Sn: $q_1 = 1.0$, $q_2 = 0.7$, $q_3 = 1.0$, $f_0 = 0.003$, $f_N = 0.1156$, $f_c = 0.117$, $f_F = 0.260$, $\varepsilon_N = 0.25$, $s_N = 0.05$. Дискретизация расчетной области образца выполнялась с помощью 3D линейных лагранжеевых шестигранных элементов. Сходимость численных результатов расчетов обеспечивалась при подборе пространственного шага сетки. В расчетах использовалась мелкая сетка с характерным размером 0.3 мм. Расчетная область титановой пластины состояла из ~ 200 000 элементов. Расчетные области индентора и опорных матриц описывались моделью абсолютно твердого тела и разбивались на 2D элементы. Граничные условия были заданы аналогично [10].

3. Результаты и обсуждение

Экспериментальные диаграммы $F(u_z)$ «усилие–перемещение», полученные при продавливании образцов сплава Ti–5Al–2.5Sn со скоростями 0.5, 10, 5, 10 м/с представлены на рис. 2.

Результаты испытаний свидетельствуют о хорошей воспроизводимости пиковых значений усилий и предельных прогибов в сериях из 5 испытаний для каждой скорости продавливания. На рис. 2 показаны экспериментальные диаграммы, с максимальной, минимальной и одной из средних амплитуд усилий для исследованных скоростей продавливания. Полученные диаграммы усилия $F(u_z)$ от величины прогиба пластины свидетельствуют о вязком характере разрушения при скоростях индентора до 10 м/с. Пиковое усилие варьировало в диапазоне от 9 до 12 кН при скоростях индентора от 0.5 до 10 м/с. С ростом скорости продавлива-

ния происходят изменение наклона на кривых деформирования и увеличение пиковых значений усилий. Это свидетельствует о скоростной чувствительности напряжения течения сплава Ti–5Al–2.5Sn. Результаты указывают на отсутствие охрупчивания альфа-титанового сплава Ti–5Al–2.5Sn в условиях двуосного напряженного состояния.

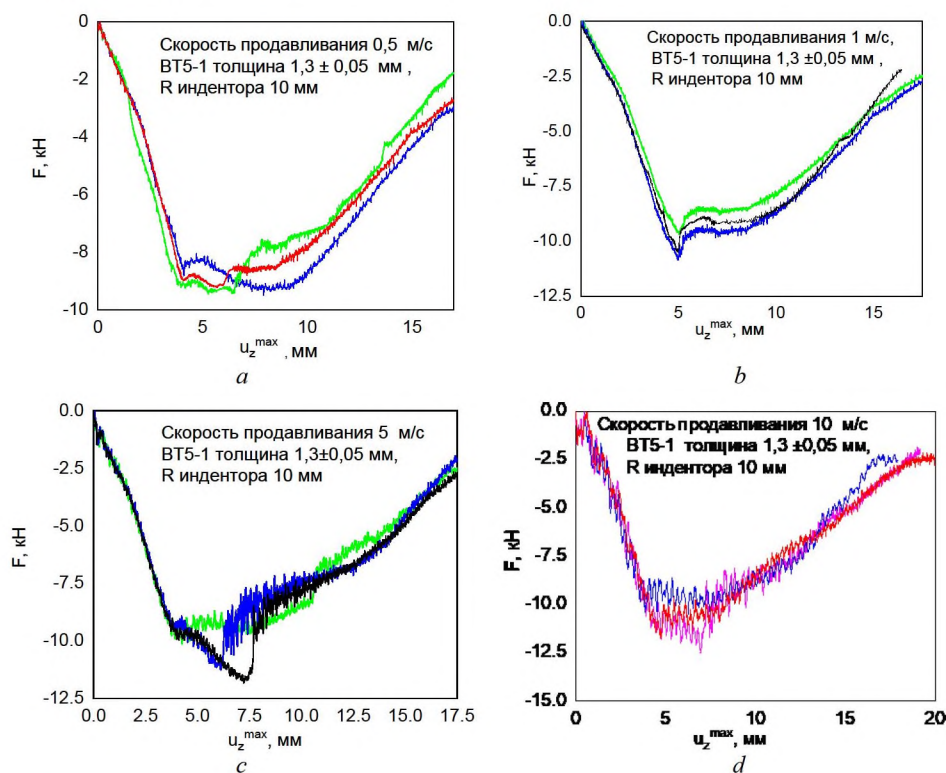


Рис. 2. Диаграммы «усилие–перемещение», полученные при продавливании сплава Ti–5Al–2.5Sn со скоростями: *a* – 0.5 м/с, *b* – 1.0 м/с, *c* – 5.0 м/с, *d* – 10 м/с

Fig. 2. Force–displacement diagrams resulting from the punching of Ti–5Al–2.5Sn alloy at a velocity of (*a*) 0.5, (*b*) 1.0, (*c*) 5.0, and (*d*) 10 m/s

Диаграммы «усилие продавливания – прогиб образца» не имеют четко выраженного начала зарождения трещины. При использовании результатов высокоскоростной съемки и сопоставлении данных о времени продавливания и видеокадров с зарождающейся трещиной можно определить величину прогиба, при которой возникает видимое нарушение сплошности образца. Кадры видеосъемки, представленные на рис. 3, свидетельствуют, что трещины зарождались в центральной точке площадки контакта образца и индентора.

В момент зарождения макротрещина имела от двух до трех радиальных ветвей. Раскрытие трещин с увеличением прогиба имеет прерывистый характер, что подтверждает сохранение высоконапряженного состояния в зоне формирования разрушения. Образованию трещин предшествовала значительная пластическая деформация. Периодическое торможение трещины и ее инициация в центре пло-

щадки контакта свидетельствуют о чувствительности предельных деформаций сплава Ti–5Al–2.5Sn к параметру трехосности напряженного состояния. Формирование трещин с тремя ветвями под углами друг другу, близкими к 120° , свидетельствовало об изотропном характере развития пластической деформации и накопления повреждений. Трещины с двумя стохастически направленными ветвями и двумя ветвями под углом друг другу, близким к 180° , наблюдались в одном из пяти образцов, испытанных при скоростях 1 и 0,5 м/с. При этом сценарии разрушения раскрытие трещин сопровождалось формированием новых ветвей, а пиковые значения усилий и ход диаграмм нагружения не выходили за пределы доверительного интервала для соответствующих скоростей нагружения, что не гарантирует совпадения предельных значений пластических деформаций в зоне разрушения.

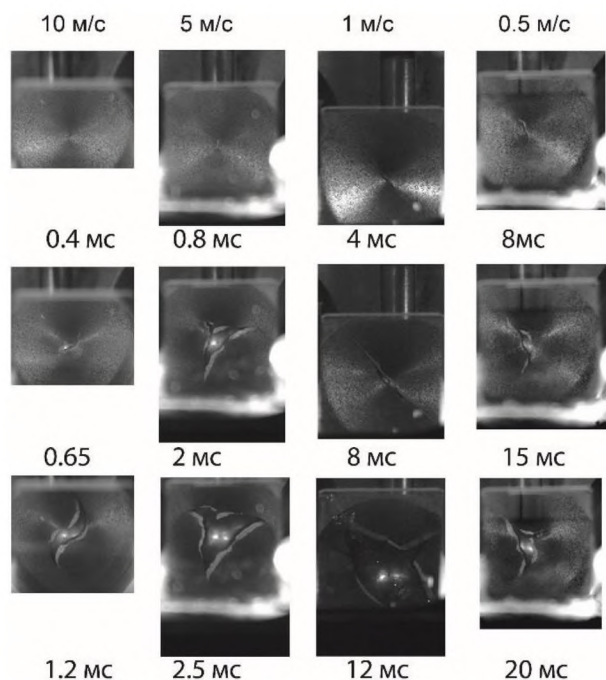


Рис. 3. Кадры видеосъемки образца сплава Ti–5Al–2.5Sn при продавливании со скоростями 10, 5.0, 1.0 и 0.5 м/с, содержащие последовательные моменты времени раскрытия трещины

Fig. 3. Video frames of Ti–5Al–2.5Sn specimens during punching at velocities of 10, 5.0, 1.0, and 0.5 м/с with subsequent moments of the crack opening

Численное моделирование процесса продавливания в диапазоне скоростей нагружения от 0.5 до 10 м/с было проведено для исследования закономерностей процессов деформирования, повреждения и разрушения листов титанового сплава Ti–5Al–2.5Sn. Получены расчетные зависимости усилий от смещения в центре площадки контакта пластины и индентора. На рис. 4 представлены расчетные и экспериментальные диаграммы «усилие–прогиб», полученные при продавливании сплава Ti–5Al–2.5Sn со скоростями индентора 10 и 0.5 м/с. Линия 1 – результаты расчета, линия 2 – экспериментальные данные.

Полученные результаты моделирования показали хорошее согласие расчетных и экспериментальных кривых «усилие–прогиб» при динамическом нагружении, что позволило провести анализ развития пластических деформаций в процессе продавливания.

Расчетное распределение эффективных скоростей деформации в поперечном сечении пластины из Ti–5Al–2.5Sn при скорости пуансона 10 м/с показано на рис. 5.

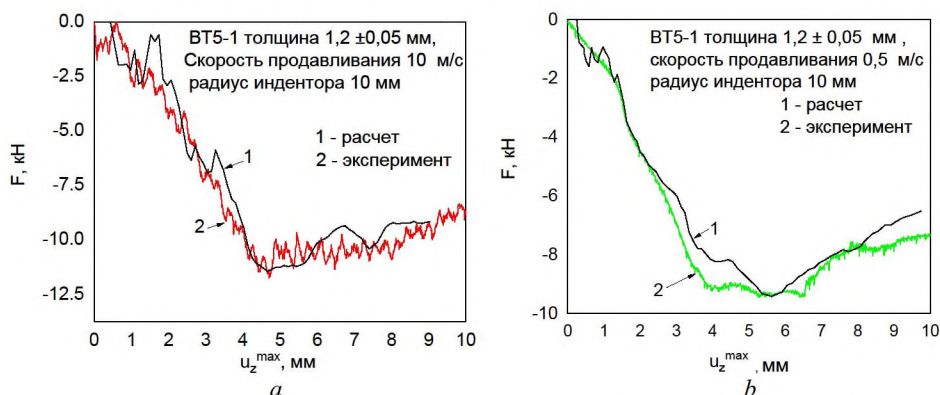


Рис. 4. Сравнение расчетных и экспериментальных диаграммы «усилие–прогиб», полученных при продавливании сплава Ti–5Al–2.5Sn со скоростью пуансона 10 м/с (a) и 0,5 м/с (b)

Fig. 4. Comparison of calculated and experimental force–deflection diagrams resulting from the punching of Ti–5Al–2.5Sn alloy at a punching velocity of (a) 10 and (b) 0.5 m/s

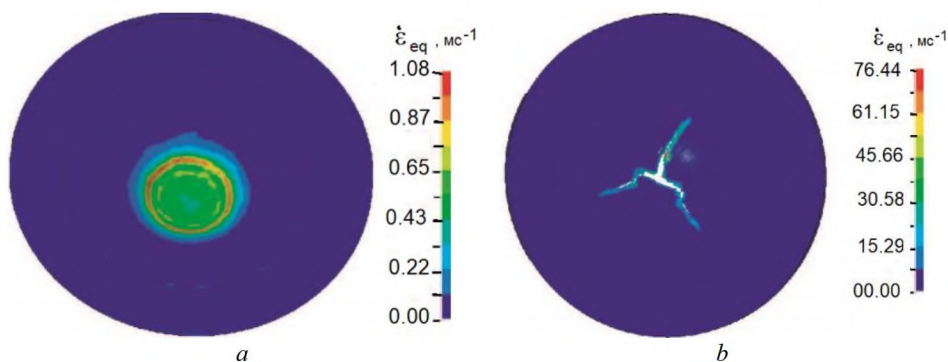


Рис. 5. Распределение эквивалентной скорости деформации в образцах сплава Ti–5Al–2.5Sn при 10 м/с (a); распределение эквивалентной скорости деформации в вершине трещины сплава Ti–5Al–2.5Sn при продавливании со скоростью 10 м/с (b)

Fig. 5. Distribution of the equivalent strain rate in the (a) Ti–5Al–2.5Sn specimens at 10 m/s and (b) head of the crack in Ti–5Al–2.5Sn alloy at a punching velocity of 10 m/s

Скорость деформации в зоне пластической деформации изменялась в широком диапазоне: от 100 до 4 000 с^{-1} . Область максимальных значений скорости деформации имела окружную форму и соответствовала контуру площадки контакта. При разрушении образца скорость деформации в вершине трещины существенно превышала эти значения. Результаты моделирования показали, что при

накоплении повреждений пластическая деформация развивается на контактной поверхности неоднородно. На рис. 6 представлены расчетные диаграммы «эквивалентное напряжение – эквивалентная деформация» в центральной точке тыльной поверхности образцов сплава Ti–5Al–2.5Sn.

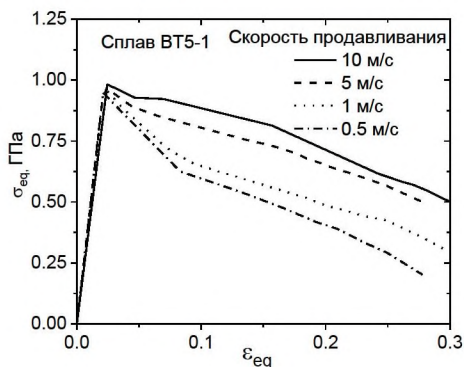


Рис. 6. Расчетные диаграммы «эквивалентное напряжение – эквивалентная деформация» в центральной точке тыльной поверхности образцов сплавов Ti–5Al–2.5Sn при продавливании со скоростями 0,5, 1, 5, 10 м/с

Fig. 6. Equivalent stress–equivalent strain diagrams calculated at the back surface center of Ti–5Al–2.5Sn specimens at punching velocities of 0.5, 1.0, 5.0, and 10 m/s

Отметим, что максимальные значения пластической деформации в зоне площадки контакта пластины и индентора значительно превышали имеющиеся в литературе значения макроскопического удлинения δ перед разрушением сплава Ti–5Al–2.5Sn. При этом расчетные значения эквивалентных напряжений согласуются с экспериментальными значениями напряжений течения, полученными для сплава Ti–5Al–2.5Sn при одноосном растяжении сплава в соответствующем диапазоне скоростей деформации [6].

Таким образом, в тонких пластинах при относительно небольших прогибах в процессе динамической штамповки могут создаваться достаточно высокие эквивалентные напряжения, что приводит к изменениям параметра трехосности напряженного состояния $\eta = -p/\sigma_{eq}$.

Расчетные распределения параметра трехосности напряженного состояния η в сечении деформируемой пластины представлены на рис. 7.

Результаты моделирования показали, что на контуре площадки контакта напряженное состояние соответствовало чистому сдвигу, в то время как в центре образца на тыльной поверхности значения параметра трехосности напряженного состояния были близки к 0.65, что соответствует двусосному растяжению.

Процесс формирования трещин из-за накопления повреждений в зоне продавливания сопровождался пространственно-неоднородным изменением параметра трехосности напряженного состояния η . Поэтому для повышения точности САЕ-анализа высокоскоростной штамповки титановых сплавов необходим учет эволюции параметра трехосности напряженного состояния в процессе деформации.

Распределения расчетных перемещений прогиба u_z и параметра поврежденности f в сечении деформируемого образца при раскрытии образовавшихся трещин представлены на рис. 8.

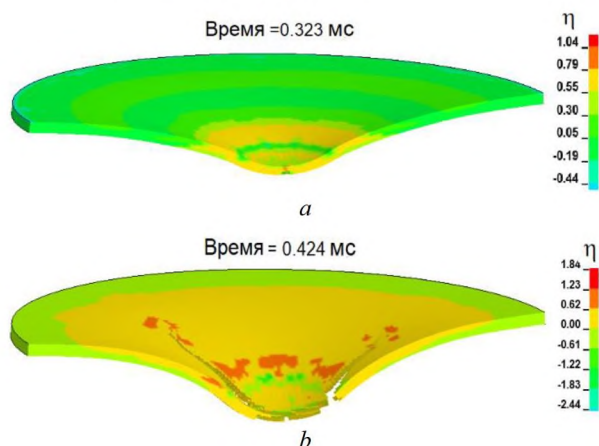


Рис. 7. Расчетные распределения параметра трехосности напряженного состояния η в сечении пластины Ti-5Al-2.5Sn: a – при деформировании со скоростью 10 м/с; b – при раскрытии трещины

Fig. 7. Calculated distributions of the stress triaxiality parameter η in the section of Ti-5Al-2.5Sn plate during: (a) deformation at a rate of 10 m/s and (b) crack opening

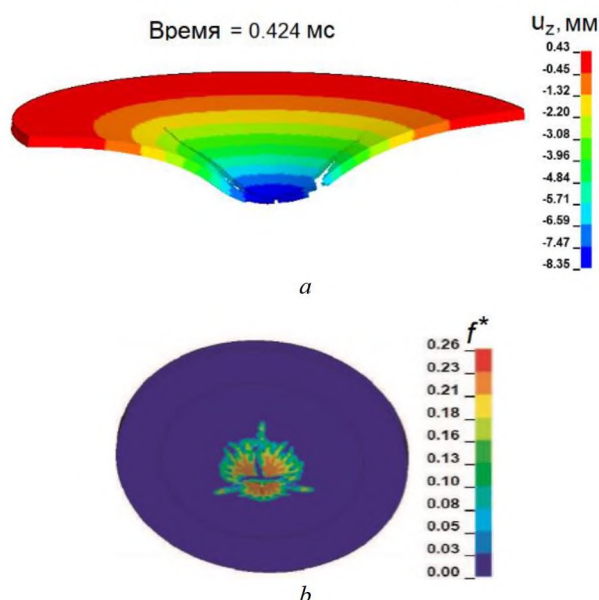


Рис. 8. Расчетное распределение смещений u_z в поперечном сечении пластины Ti-5Al-2.5Sn на момент времени 0.42419 мс (a); распределение параметра поврежденности f^* (b)

Fig. 8. Calculated distributions of (a) displacements u_z in a cross-section of Ti-5Al-2.5Sn plate at a time instant of 0.42419 ms and (b) damage parameter f^*

Асимметричные трещины, возникающие при воздействии на пластину полусферическим индентором, являются следствием локализации высокоскоростной пластической деформации. Методика испытаний металлических материалов при

продавливании позволила оценить предельные деформации и определить закономерности зарождения и роста микрповреждений в условиях двусосного растяжения. Для валидации кинетики повреждений в модели были использованы данные на участке диаграмм «усилие–прогиб» после достижения пиковых значений усилий. На рис. 9 показано сравнение конфигураций трещин, наблюдаемых в эксперименте и полученных при численном моделировании процесса продавливании образцов сплава Ti–5Al–2.5Sn. Качественное совпадение расчетных конфигураций и траекторий роста образующихся трещин с наблюдаемыми в экспериментах подтверждает адекватность предложенной модели и возможность прогнозирования разрушения альфа-титановых сплавов при высоких скоростях деформации в условиях двухосного растяжения.

Увеличение скорости деформации способствует образованию полос локализованного сдвига, показанных на рис. 8, b, 9.

Образование полос локализации связано с неустойчивостью процесса пластического течения и сопровождается изменениями структуры сплава. Склонность сплава к реализации локализованного адиабатического сдвига обусловлено относительно высоким пределом текучести и низкой степенью деформационного упрочнения.

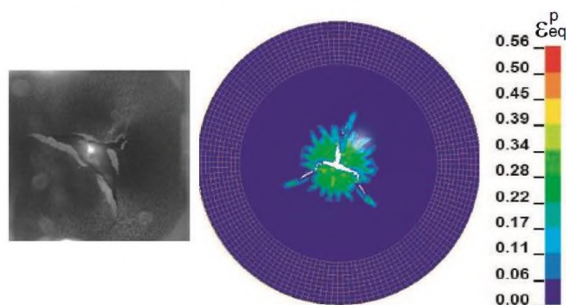


Рис. 9. Сравнение расчетных и экспериментальных конфигураций трещин в образце сплава Ti–5Al–2.5Sn после продавливании при скорости 10 м/с

Fig. 9. Comparison of calculated and experimental configurations of cracks in Ti–5Al–2.5Sn specimen after punching at a velocity of 10 m/s

Вероятность образования локализованных сдвигов в титановом сплаве при штамповке возрастает с увеличением скорости нагружения. В результате в пластине образуются радиальные полосы локализации деформации. Структурные изменения, протекающие в полосах локализованной деформации, нивелируют эффекты анизотропии пластического течения, характерные для титановых сплавов. Таким образом, увеличение скорости штамповки выше определенного предела позволяет улучшить штампуемость титановых сплавов при комнатной температуре. Стоит отметить, что с увеличением температуры происходит снижение предела текучести материала, что приводит к увеличению критической скорости нагружения, необходимой для формирования полос локализованного сдвига.

Заключение

Механическое поведение сплава Ti–5Al–2.5Sn было исследовано с помощью испытания на продавливание.

Индентор имел полусферическую форму с диаметром 20 мм. Испытания проводились на сервогидравлическом стенде Instron VHS 40/50-20 с постоянными скоростями нагружения 0,5, 1, 5 и 10 м/с. Напряженное состояние в центре площадки контакта индентор–образец соответствовало равноосному двuosному растяжению. Анализ развития пластических деформаций и формирования трещин проводился с использованием численного имитационного моделирования.

Результаты можно резюмировать следующим образом:

1. Максимальные значения пластической деформации в зоне трещин разрушенных пластин значительно превышали имеющиеся в литературе значения макроскопического удлинения δ до разрушения сплава Ti–5Al–2.5Sn.

2. Увеличение скорости деформации в условиях двухосного напряженного состояния способствует образованию полос локализованного сдвига.

3. Параметр трехосности напряженного состояния на площадке контакта индентор–образец изменяется нестационарно и пространственно неоднородно при накоплении повреждений. Вычислительная модель, предложенная в [6], позволяет описать закономерности изменения пластического течения и разрушения сплава Ti–5Al–2.5Sn в широком диапазоне скоростей деформации и сложном напряженном состоянии.

4. Результаты указывают на вязкий характер разрушения альфа-титанового сплава Ti–5Al–2.5Sn в условиях двuosного растяжения при комнатной температуре и скоростях деформации до 10^4 с^{-1} .

Полученные результаты исследования механического поведения сплава Ti–5Al–2.5Sn в широком диапазоне скоростей деформации и двuosном напряженном состоянии могут быть использованы при проектировании тонколистовых изделий из титана и технологии его изготовления штамповкой.

Список источников

1. Jayaprakash M., Ping D.H., Yamabe-Mitarai Y. Enhanced yielding strength of near- α Ti–Al–Zr–Sn high temperature alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2015. V. 625. P. 131–139. doi: 10.1016/j.msea.2014.11.099
2. Lu Z., Zhang X., Ji W., Wei W., Yao C., Han D. Investigation on the deformation mechanism of Ti–5Al–2.5Sn ELI titanium alloy at cryogenic and room temperatures // *Materials Science and Engineering: A*. 2021. V. 818. Art. 141380. doi: 10.1016/j.msea.2021.141380
3. Tan M.J., Chen G.W., Thiruvarduchelvan S. High temperature deformation in Ti–5Al–2.5Sn alloy // *Journal of Materials Processing Technology*. 2007. V. 192–193. P. 434–438. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.04.027
4. Ghosh A.K., Hamilton C.H. Superplastic forming and diffusion bonding of titanium alloys // *Defense Science Journal*. 1986. V. 36. P. 153–177.
5. Tabie V.M., Li C., Saifu W., Li J., Xu X. Mechanical properties of near alpha titanium alloys for high-temperature applications – a review // *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*. 2020. V. 92. P. 521–540. doi: 10.1108/AEAT-04-2019-0086
6. 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. Art. 305. doi: 10.3390/met10030305
7. Hammer J.T., Liutkus T.J., Seidt J.D., Gilat A. Using Digital Image Correlation (DIC) in Dynamic Punch Tests // *Experimental Mechanics*. 2014. V. 55 (1). P. 201–210. doi: 10.1007/s11340-014-9924-9
8. Скрипняк В.В., Иохим К.В., Скрипняк В.А. Локализация пластической деформации технически чистого титана в сложном напряженном состоянии при высокоскоростном

- растяжении // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика, 2021. № 70. С. 89–102. doi: 10.17223/19988621/70/8
9. Spulak N., Seidt J., Gilat A. Ductile fracture of 2024 aluminum under unequal biaxial in-plane tension and out-of-plane compression // *Mechanics of Materials*. 2024. V. 179. Art. 104585. doi: 10.1016/j.mechmat.2023.104585
 10. Skripnyak V.V., Iohim K.V., Skripnyak V.A. Mechanical behavior of titanium alloys at moderate strain rates characterized by the punch test technique // *Materials*. 2023. V. 16. Art. 416. doi: 10.3390/ma16010416
 11. Li X., Guo G., Xiao J., Song N., Li D. Constitutive modeling and the effects of strain-rate and temperature on the formability of Ti–6Al–4V alloy sheet // *Materials & Design*. 2014. V. 55. P. 325–334. doi: 10.1016/j.matdes.2013.09.069
 12. Li H., Chen S.-F., Zhang S.-H., Xu Y., Song H.-W. Deformation characteristics, formability and springback control of Titanium alloy sheet at room temperature: a review // *Materials*. 2022. V. 15. Art. 5586. doi: 10.3390/ma15165586
 13. Sirvin Q., Velay V., Bonnaire R., Penazzi L. Mechanical behaviour modelling and finite element simulation of simple part of Ti-6Al-4V sheet under hot/warm stamping conditions // *Journal of Manufacturing Processes*. 2019. V. 38. P. 472–482. doi: 10.1016/j.jmapro.2018.12.010
 14. Dabboussi W., Nemes J.A. Modeling of ductile fracture using the dynamic punch test // *International Journal of Materials Science*. 2005. V. 47. P. 1282–1299. doi: 10.1016/j.ijmesci.2005.01.015
 15. Zhang J., Zhao Y., Hixson R.S., Gray G.T., Wang L., Utsumi W., Takanori H. Thermal equations of state for titanium obtained by high pressure–temperature diffraction studies // *Physical Review B*. 2008. V. 78. Art. 054119. doi: 10.1103/PhysRevB.78.054119
 16. Steinberg D.J., Cochran S.G., Guinan M.W. A constitutive model for metals applicable at high-strain rate // *Journal of Applied Physics*. 1980. V. 51. P. 1498–1504. doi: 10.1063/1.327799
 17. Skripnyak V.V., Skripnyak V.A. Mechanical behavior of alpha titanium alloys at high strain rates, elevated temperature, and under stress triaxiality // *Metals*. 2022. V. 12. Art. 1300. doi: 10.3390/met12081300

References

1. Jayaprakash M., Ping D.H., Yamabe-Mitarai Y. (2015) Enhanced yielding strength of near- α Ti–Al–Zr–Sn high temperature alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 625. pp. 131–139. doi: 10.1016/j.msea.2014.11.099
2. Lu Z., Zhang X., Ji W., Wei W., Yao C., Han D. (2021) Investigation on the deformation mechanism of Ti–5Al–2.5Sn ELI titanium alloy at cryogenic and room temperatures. *Materials Science and Engineering: A*. 818. Article 141380. doi: 10.1016/j.msea.2021.141380
3. Tan M.J., Chen G.W., Thiruvarduchelvan S. (2007) High temperature deformation in Ti–5Al–2.5Sn alloy. *Journal of Materials Processing Technology*. 192–193. pp. 434–438. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.04.027
4. Ghosh A.K., Hamilton C.H. (1986) Superplastic forming and diffusion bonding of titanium alloys. *Defense Science Journal*. 36. pp. 153–177.
5. Tabie V.M., Li C., Saifu W., Li J., Xu X. (2020) Mechanical properties of near alpha titanium alloys for high-temperature applications – A review. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*. 92. pp. 521–540. doi: 10.1108/AEAT-04-2019-0086
6. Skripnyak V.V., Skripnyak E.G., Skripnyak, V.A. (2020) Fracture of titanium alloys at high strain rates and under stress triaxiality. *Metals*. 10. Article 305. doi: 10.3390/met10030305
7. Hammer J.T., Liutkus T.J., Seidt J.D., Gilat A. (2014) Using digital image correlation (DIC) in dynamic punch tests. *Experimental Mechanics*. 55(1). pp. 201–210. doi: 10.1007/s11340-014-9924-9
8. Skripnyak V.V., Iokhim K.V., Skripnyak V.A. (2021) Lokalizatsiya plasticheskoy deformatsii tekhnicheskii chistogo titana v slozhnom napryazhennom sostoyanii pri vysokoskorostnom rastyazhenii [Localization of plastic deformation in commercially pure titanium in a complex

- stress state under high-speed tension]. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika – Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics*. 70. pp. 125–139. doi: 10.17223/19988621/70/8
9. Spulak N., Seidt J., Gilat A. (2024) Ductile fracture of 2024 aluminum under unequal biaxial in-plane tension and out-of-plane compression. *Mechanics of Materials*. 179. Article 104585. doi: 10.1016/j.mechmat.2023.104585
 10. Skripnyak V.V., Iohim K.V., Skripnyak V.A. (2023) Mechanical behavior of titanium alloys at moderate strain rates characterized by the punch test technique. *Materials*. 16. Article 416. doi: 10.3390/ma16010416
 11. Li X., Guo G., Xiao J., Song N., Li D. (2014) Constitutive modeling and the effects of strain-rate and temperature on the formability of Ti–6Al–4V alloy sheet. *Materials & Design*. 55. pp. 325–334. doi: 10.1016/j.matdes.2013.09.069
 12. Li H., Chen S.-F., Zhang S.-H., Xu Y., Song H.-W. (2022) Deformation characteristics, formability and springback control of titanium alloy sheet at room temperature: A review. *Materials*. 15. Article 5586. doi: 10.3390/ma15165586
 13. Sirvin Q., Velay V., Bonnaire R., Penazzi L. (2019) Mechanical behaviour modelling and finite element simulation of simple part of Ti-6Al-4V sheet under hot/warm stamping conditions. *Journal of Manufacturing Processes*. 38. pp. 472–482. doi: 10.1016/j.jmapro.2018.12.010
 14. Dabboussi W., Nemes J.A. (2005) Modeling of ductile fracture using the dynamic punch test. *International Journal of Materials Science*. 47. pp. 1282–1299. doi: 10.1016/j.ijmecsci.2005.01.015
 15. Zhang J., Zhao Y., Hixson R.S., Gray G.T., Wang L., Utsumi W., Takanori H. (2008) Thermal equations of state for titanium obtained by high pressure–temperature diffraction studies. *Physical Review B*. 78. Article 054119. doi: 10.1103/PhysRevB.78.054119
 16. Steinberg D.J., Cochran S.G., Guinan M.W. (1980) A constitutive model for metals applicable at high-strain rate. *Journal of Applied Physics*. 51. pp. 1498–1504. doi: 10.1063/1.327799
 17. Skripnyak V.V., Skripnyak V.A. (2022) Mechanical behavior of alpha titanium alloys at high strain rates, elevated temperature, and under stress triaxiality. *Metals*. 12. Article 1300. doi: 10.3390/met12081300

Сведения об авторах:

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

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

Information about the authors:

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

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

Статья поступила в редакцию 16.02.2024; принята к публикации 03.06.2024

The article was submitted 16.02.2024; accepted for publication 03.06.2024