

Механика материалов: прочность, ресурс, безопасность

Materials mechanics: strength, durability, safety

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2024-90-5-46-52>

ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ АЛЮМИНИЯ ПРИ ИСПЫТАНИИ ПО МЕТОДУ ТЕЙЛОРА

© **Николай Владимирович Мелёхин***, **Артем Дмитриевич Тюкалов**,
Александр Андреевич Бобров, **Владимир Васильевич Баландин**,
Владимир Владимирович Баландин, **Алексей Владимирович Нохрин**

Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет имени Н. И. Лобачевского, Россия, 603022, г. Нижний Новгород, проспект Гагарина, д. 23; *e-mail: melehin@nifti.unn.ru

*Статья поступила 30 августа 2023 г. Поступила после доработки 6 сентября 2023 г.
Принята к публикации 29 сентября 2023 г.*

Цель работы — оценка изменений микроструктуры алюминия в условиях динамической деформации в довольно широком диапазоне скорости и степени деформации. Исследовано распределение микроструктуры и прочностных свойств в сечении образцов чистого алюминия марки А99 после динамической деформации по схеме Тейлора. Испытания проводили при комнатной температуре с использованием легкогазовой пушки ПГ-20, при скоростях метания образца 127 и 165 м/с. Микроструктуру исследовали с помощью интерференционного микроскопа Leica IM DRM и растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6490. Для исследования однородности распределения деформации в образцах использовали микротвердомер HVS-1000. Установлено, что в образцах алюминия после испытания по схеме Тейлора можно выделить три характерные зоны: упругой деформации, пластической деформации, интенсивной пластической деформации, которая располагается в области соударения образца со стальной преградой. Показано, что динамическая деформация приводит к измельчению зеренной структуры от 1 – 1,1 мм до 2,5 – 3 мкм — при больших скоростях удара. В зоне соударения наблюдается вытянутая форма зерен. Использованный метод позволил определить критическую степень деформации, необходимую для начала фрагментации, и объяснить формирование зон слабой и интенсивной деформации. Показано, что критическая степень деформации, соответствующая началу фрагментации зерен, повышается от 0,18 до 0,21 при увеличении скорости метания образца от 127 до 165 м/с. В зоне слабой деформации пластическая деформация протекает путем внутриверного наклепа и начальных стадий фрагментации. В зоне интенсивной пластической деформации происходит формирование мелкозернистой микроструктуры, которое приводит к повышению микротвердости алюминия в соответствии с уравнением Холла – Петча.

Ключевые слова: алюминий; пластическая деформация; высокоскоростная деформация; тест Тейлора.

HIGH-STRAIN RATE DEFORMATION OF ALUMINUM DURING THE TAYLOR TEST

© **Nikolay V. Melekhin***, **Artem D. Tukulov**, **Aleksandr A. Bobrov**,
Vladimir V. Balandin, **Vladimir V. Balandin**, **Aleksey V. Nokhrin**

Lobachevsky Nizhny Novgorod National Research State University, 23 Gagarina pr., Nizhny Novgorod, 603022 Russia;
*e-mail: melehin@nifti.unn.ru

Received August 30, 2023. Revised September 6, 2023. Accepted September 29, 2023.

The aim of the study is to develop a methodology for assessing changes in the microstructure of aluminum under dynamic deformation in a rather wide range of the strain rate and strain degree. The distribution of the microstructure and the strength properties in the cross-section of pure aluminum samples (A99) after dynamic deformation according to the Taylor test were studied. The tests were carried out at room temperature using a PG-20 light-gas cannon, at sample throwing speeds of 127 and 165 m/sec. An interference microscope (Leica IM DRM) and a scanning electron microscope (Jeol JSM-6490) were used to study the aluminum microstructure; the microhardness measurements were carried out on an HVS-1000 device to study the uniformity of the strain distribution in samples. It is shown that three characteristic areas

can be distinguished in aluminum samples after Taylor test: the elastic deformation zone, the plastic deformation zone, and the zone of severe plastic deformation, which is located in the area of collision of the sample with a steel barrier. It is shown that dynamic deformation reduced the grain structure from 1 – 1.1 mm to 2.5 – 3 μm at high impact velocities. An elongated grain shape is observed in the collision zone. The proposed method provided determination of the critical strain degree necessary for the onset of grain fragmentation and allowed us to explain the formation of zones of weak and severe plastic deformation. It is shown that the critical strain degree corresponding to the beginning of grain fragmentation increases from 0.18 to 0.21 with an increase in the throwing speed of the sample from 127 to 165 m/sec. In the zone of weak deformation, plastic deformation proceeds by intragrain riveting and the initial stages of grain fragmentation. In the zone of severe plastic deformation, a fine-grained microstructure is formed, which leads to an increase in the microhardness of aluminum in accordance with the Hall – Petch equation.

Keywords: aluminum; plastic deformation; high-strain rate; Taylor test.

Введение

Процессы высокоскоростной деформации характерны для широкого спектра технологических операций обработки и формовки алюминиевых изделий, а также для некоторых эксплуатационных процессов, таких как срабатывание ударостойких оболочек (например, картера двигателя внутреннего сгорания), ударное воздействие на летательные аппараты или космическую технику, повреждения донной части легких плавсредств об неоднородности берегового грунта и пр. Понимание особенностей деформационного поведения алюминия в условиях высокоскоростного нагружения необходимо при разработке новых алюминиевых сплавов с повышенной динамической прочностью [1].

Следует подчеркнуть, что механизмы деформационного поведения алюминия и алюминиевых сплавов при высоких скоростях деформации ($\sim 10^3 - 10^4 \text{ c}^{-1}$) и при квазистатическом нагружении существенно отличаются [2 – 6]. Например, в указанном диапазоне скоростей динамического (ударного) нагружения наблюдается существенная зависимость напряжения течения от скорости деформации, в то время как при квазистатическом нагружении величина предела текучести практически не зависит от нее [2, 3, 7]. Поскольку особенности деформационного поведения материала обусловлены эволюцией его микроструктуры при нагружении, то исследование трансформации микроструктуры при высокоскоростном воздействии является актуальной задачей.

Методы исследования влияния амплитуды, скорости и степени деформации на микроструктуру и механические характеристики материалов для квазистатического и динамического диапазонов существенно отличаются. Так, для изучения квазистатической деформации (скорости деформации до 10^0 c^{-1}) чаще всего используют стандартные разрывные машины, позволяющие проводить механические испытания в соответствии с ГОСТ 1497 или иными нормативными документами. Деформационное поведение материа-

лов при скоростях $10^2 - 10^4 \text{ c}^{-1}$ часто исследуется методом Кольского, реализованным на разрезных стержнях Гопкинсона [8 – 10]. Несмотря на широкое распространение данного метода, он имеет некоторые недостатки, к которым можно отнести малый размер образцов и сложности с интерпретацией результатов исследований микроструктуры, в процессе нагружения последовательно подвергаемой циклическому воздействию волн нагрузки и разгрузки [9, 10]. Менее распространенным, но активно применяемым способом изучения особенностей динамического деформационного поведения материалов является тест Тейлора [11 – 14]. К недостаткам данного метода следует отнести неоднородность распределения деформации в сечении образца, а к положительным сторонам — возможность его использования для подбора констант уравнения Джонсона – Кука [12, 15] и иных полуфеноменологических уравнений, описывающих деформационное поведение материала в широком интервале температур и скоростей нагружения.

Цель данной работы — разработка метода оценки изменений микроструктуры материала в достаточно широких диапазонах скорости и степени деформации. Оценку проводили на образцах высокочистого алюминия, подвергнутых динамическому нагружению по схеме Тейлора. В результате испытаний в образце наблюдали диапазон структурных состояний от практически нулевой степени деформации в хвостовой части до деформации до 100 – 150 % со скоростью до 10^4 c^{-1} — в головной части. Это позволило на одном образце (в одном эксперименте) исследовать особенности эволюции микроструктуры в широких интервалах степеней и скоростей деформации.

Материалы, методы, оборудование

Объект исследований — заготовки высокочистого алюминия марки А99 (Al — 99 %, Fe — не более 0,003 %, Si — не более 0,010 %), изготовленные методом вакуумного индукционного литья с использованием литейной машины Indu-

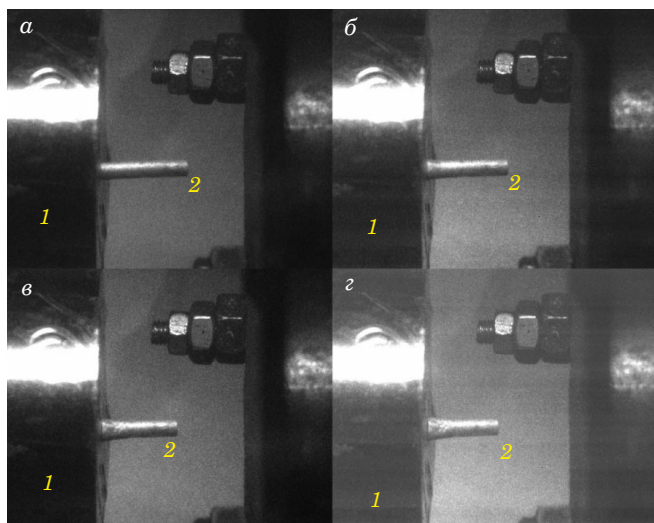


Рис. 1. Кадры высокоскоростной съемки динамических испытаний образца алюминия по методу Тейлора: скорости соударения 165 м/с; $a - г$ — 0, 20, 40, 60 мкс соответственно; 1 — стальная преграда; 2 — образец алюминия

Fig. 1. High-speed shooting of dynamic tests of an aluminum sample using the Taylor test method. The impact velocity is 165 m/sec; $a - d$ — 0, 20, 40, 60 μ sec, respectively; 1 — steel barrier; 2 — aluminum sample

therm VCC-300, квадратного сечения $20 \times 20 \times 150$ мм. Для испытаний из полученных заготовок методом электроэрозионной резки получали образцы диаметром 5 мм и высотой 25 мм.

Динамическое нагружение образцов по схеме теста Тейлора проводили путем метания образцов со скоростями 127 и 165 м/с с использованием легкогазовой пушки ПГ-20 при комнатной температуре.

Следует отметить, что в основе метода Тейлора лежит предположение об одномерном распространении волн в жесткопластическом материале [7]. Образец на большой скорости ударяется в преграду из закаленной стали, которая в условиях эксперимента не испытывает пластических деформаций. В процессе испытания в образце протекают процессы пластической и упругой деформации, которая неоднородно распределяется вдоль оси образца. На рис. 1 приведена покадровая высокоскоростная съемка испытаний образца чистого литого алюминия. Для высокоскоростной съемки использовали камеру PCO HSFCpro.

Схема образца после испытания в тесте Тейлора представлена на рис. 2. После испытания металлический образец имеет зоны 1–3 — соответственно упругой, пластической и интенсивной пластической деформации (см. рис. 2). Размеры зон зависят от свойств материала и режимов испытаний. В зоне упругой деформации микроструктура и механические свойства соответствуют аналогичным параметрам исходного материала. В зоне пластической деформации

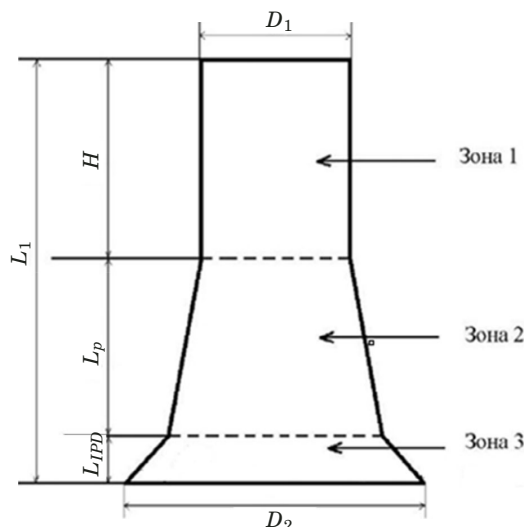


Рис. 2. Схема образца после соударения с жесткой преградой: зоны 1–3 — области упругих, пластических и интенсивных пластических деформаций соответственно [16]

Fig. 2. Schematic view of the sample after impact with a rigid barrier. Zone 1 is the area of elastic deformations; Zone 2 is the area of plastic deformation; Zone 3 is the area of severe plastic deformation [16]

происходит незначительное изменение механических свойств и микроструктуры. Для зоны интенсивной пластической деформации характерна перестройка зеренной микроструктуры (измельчение/фрагментация зерен), а также значительное увеличение механических свойств материала.

По конечной форме образца после проведения испытаний можно оценить величину динамического предела текучести σ_T [14, 16]:

$$\frac{\sigma_T}{\rho v_0^2} = \frac{l_0 - H}{2(l_0 - l_1)} \frac{1}{\ln(l_0/H)}, \quad (1)$$

где l_0 — исходная длина образца; H — длина недеформированного участка (зона 1); l_1 — длина деформированного образца; ρ — плотность материала; v_0 — скорость удара. При расчетах динамического предела текучести изменением плотности материала обычно пренебрегают.

Образцы после испытаний разрезали вдоль оси с использованием электроэрозионной резки. Исследовали микроструктуру и микротвердость деформированного металла в каждой из зон в соответствии с рис. 2.

Микроструктуру алюминия исследовали с использованием оптического микроскопа Leica IM DRM и растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6490. Для выявления микроструктуры алюминия использовали метод травления после электролитической полировки. В качестве электролита применяли раствор, состоящий из 20 %

Таблица 1. Результаты металлографических исследований микроструктуры образцов алюминия после испытания по методу теста Тейлора с различными скоростями

Table 1. Results of metallographic studies of the microstructure of aluminum samples after testing by the Taylor test method with different speeds

Номер зоны	Средний размер зерна d , мкм	
	Скорость метания 163 м/с	Скорость метания 127 м/с
1	1010 ± 242	1101 ± 321
2	954 ± 253	831 ± 234
3	$2,5 \pm 0,6$	$2,9 \pm 0,7$

CH_3COOH и 10 % HClO_4 . Травление образцов алюминия проводили в растворе, состоящем из HF (15 мл) + HNO_3 (3 мл) + глицерин (40 мл). Средний размер зерна алюминия определяли методом хорд.

После металлографических исследований проводили измерение твердости HV образцов (при нагрузке 0,1 кг) с использованием твердомера $HVS-1000$.

Обсуждение результатов

В исходном состоянии образцы алюминия марки А99 имели равномерную крупнозернистую микроструктуру со средним размером зерна 1,0 – 1,1 мм (зерна равноосной формы). Средняя твердость образцов — 180 ± 10 МПа.

Цилиндрические образцы алюминия подвергали динамическому нагружению по схеме теста Тейлора со скоростями удара 127 и 165 м/с. Типичные фотографии деформированных образцов представлены на рис. 3. Искривленная форма образцов свидетельствует о том, что их соударение со стальной преградой происходило под некоторым углом.

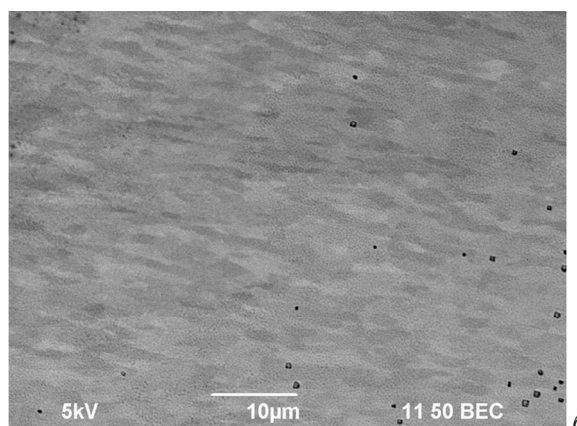
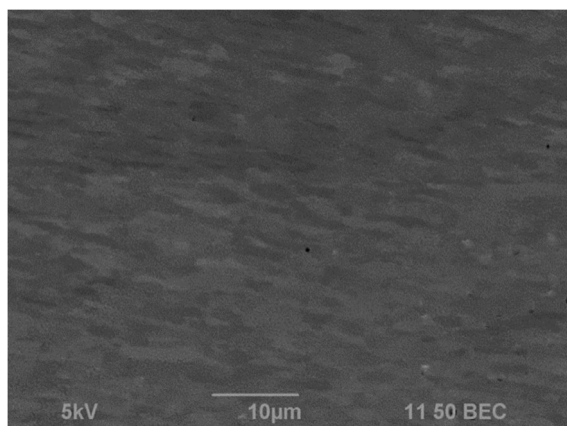


Рис. 4. Изображение зеренной микроструктуры образцов алюминия А99 в зоне 3: *a* и *б* — скорости удара 127 и 165 м/с
Fig. 4. SEM image of the grain microstructure of A99 aluminum samples in zone 3: *a* — 127 m/sec, *b* — 165 m/sec

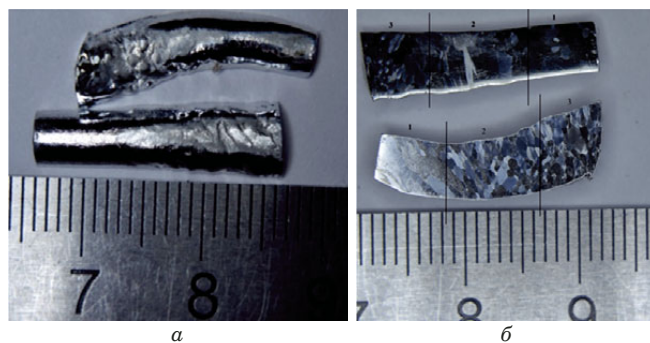


Рис. 3. Образцы, подвергнутые динамическому нагружению по схеме теста Тейлора: *a* — наружные поверхности образцов после удара со скоростями 165 (нижний) и 127 м/с (верхний); *б* — протравленные сечения

Fig. 3. Samples after dynamic loading according to the Taylor test scheme: *a* — the outer surface of the samples after the impact (impact velocity 165 m/sec (lower) and 127 m/sec (upper)); *b* — etched sections

В качестве примера на рис. 3, *б* представлены условно разделенные на зоны 1 – 3 протравленные сечения деформированных образцов.

Зеренная микроструктура в зонах 1 и 2 практически не изменилась по сравнению с исходным литым материалом. В зоне 3 наблюдается существенное измельчение зеренной микроструктуры — в месте соударения со стальной преградой наблюдаются вытянутые фрагменты длиной 5 – 10 мкм и шириной 2,5 – 3 мкм. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры образцов в зоне 3 приведены на рис. 4. Видно, что коэффициент удлинения зерен (отношение длины к ширине зерен) близок к 2,5 – 3. По предварительной оценке степень деформации алюминия в зоне 3 составляет 60 %.

В табл. 1 приведены результаты исследования микроструктуры в разных зонах образцов. Видно, что увеличение скорости метания приводит к незначительному уменьшению среднего размера зерна в зоне соударения образца со

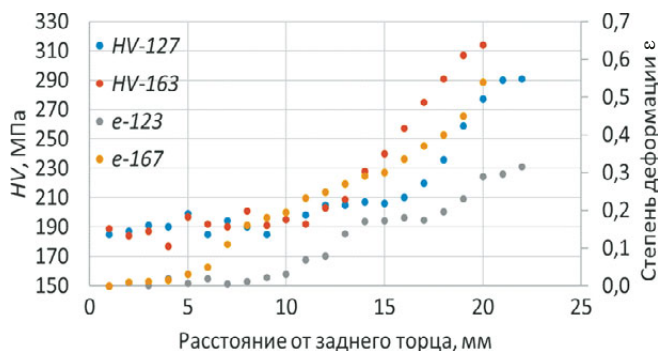


Рис. 5. Распределение величины микротвердости (HV) и степени поперечной деформации (ϵ) вдоль оси образцов

Fig. 5. Distribution of the microhardness (HV) and strain along the axis of the samples

стальной преградой. Следов первичной рекристаллизации в микроструктуре алюминия не наблюдается. Это позволяет предположить, что нагрев образца алюминия в зоне интенсивной пластической деформации незначителен, а основным механизмом измельчения зеренной микроструктуры алюминия при данных скоростях нагружения является фрагментация при интенсивной пластической деформации (см. [2]).

Определенные с использованием соотношения (1) значения динамического предела текучести образцов приведены в табл. 2. Видно, что увеличение скорости деформации приводит к росту динамического предела текучести. Скорость деформации оценивали по результатам высокоскоростной съемки процесса деформации.

На рис. 5 показаны распределения микротвердости и степени поперечной деформации вдоль оси образцов после динамических испытаний. Величину поперечной деформации оценивали по увеличению диаметра образца в соответствующем сечении относительно исходного диаметра образца. Экспериментальные точки получены усреднением по трем параллельным измерениям.

Видно, что по мере приближения к зоне соударения образца с поверхностью стальной пре-

Таблица 2. Расчетные значения механических свойств (динамического предела текучести, микротвердости) и скорости деформации для образцов алюминия, подвергнутых нагружению по схеме теста Тейлора

Table 2. Calculated values of the mechanical properties (dynamic yield strength, microhardness) and the deformation rate for aluminum samples subjected to loading according to the Taylor test

Измеряемые величины	Скорость метания	
	127 м/с	165 м/с
HV , МПа (зона 3)	290 ± 10	315 ± 10
$\sigma_{\text{дл}}$, МПа	165	208
$\dot{\epsilon}$, с ⁻¹	$9,9 \cdot 10^3$	$12,1 \cdot 10^3$

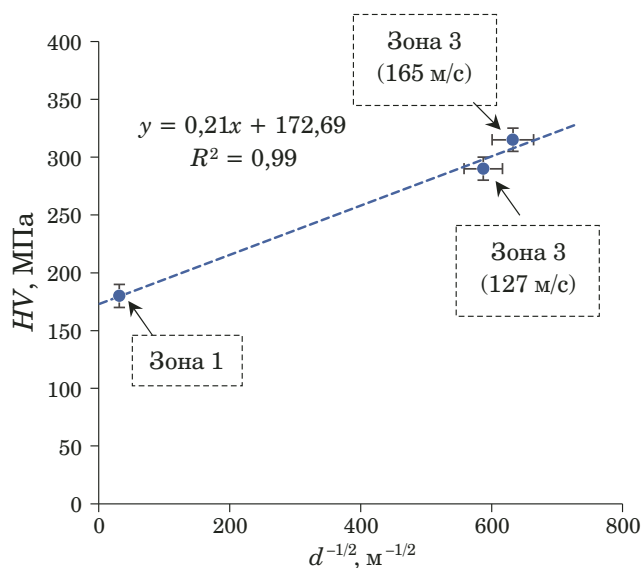


Рис. 6. Зависимость микротвердости алюминия от размера зерна в координатах $HV - d^{-1/2}$ (проверка выполнимости соотношения Холла – Петча)

Fig. 6. Dependence of the aluminum microhardness on the grain size in coordinates $HV - d^{-1/2}$. (Checking the feasibility of the Hall – Petch relation)

грады наблюдается монотонный рост микротвердости и степени деформации. В зоне 3, протяженность которой не превышает 10 % от остаточной длины образца, микротвердость достигает 290 – 310 МПа и практически не изменяется в пределах погрешности. Ход кривых распределения микротвердости и остаточной деформации показывает, что максимальное упрочнение наблюдается после достижения степени деформации 0,18 для образца, испытанного при скорости 127 м/с и 0,21 для образца, испытанного по схеме теста Тейлора со скоростью 165 м/с. Увеличение скорости метания от 127 до 163 м/с приводит к повышению микротвердости в зоне 3 от 290 до 315 МПа и степени деформации — от 0,32 до 0,54 %.

Таким образом, можно считать, что после деформации на величину порядка 0,2 в материале начинается интенсивная фрагментация, приводящая в итоге к формированию мелкозернистой микроструктуры.

Косвенным признаком, свидетельствующим о том, что измельчение зерен является основным механизмом повышения микротвердости в зоне 3, является выполнение соотношения Холла – Петча. Как видно из рис. 6, зависимость $HV - d^{-1/2}$ может быть с хорошей точностью интерполирована прямой линией. Коэффициент Холла – Петча, соответствующий углу наклона зависимости $HV - d^{-1/2}$, составляет $K \approx 0,2$ МПа \cdot м^{1/2}. Эта величина K близка к литературным значениям данного коэффициента для мелкозернистых алюминиевых сплавов, полученных методами

интенсивного пластического деформирования (см. [17 – 19]).

Заключение

Описана методика определения параметров, отвечающих за эволюцию микроструктуры металла при динамической деформации.

Проведенный металлографический анализ и исследование распределения микротвердости образцов чистого алюминия марки А99 после испытаний по схеме теста Тейлора показали, что динамическая деформация может приводить к измельчению зеренной структуры от 1000 – 1100 до 2,5 – 3 мкм. Используемый метод анализа результатов позволил определить критическую степень деформации, необходимую для начала фрагментации, а также объяснить формирование зон слабой и интенсивной деформаций. В зоне слабой деформации пластическая деформация протекает путем внутризеренного наклепа и начальных стадий фрагментации. В зоне интенсивной пластической деформации происходит формирование мелкозернистой микроструктуры. Повышение твердости алюминия в зоне интенсивной пластической деформации происходит в соответствии с уравнением Холла – Петча.

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России (проект FSWR-2023-0037).

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Нестеренко Г. И., Кулемин А. В., Ким А. С. и др.** Сравнительное исследование характеристик современных алюминиевых сплавов / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2019. Т. 85. № 7. С. 50 – 55. DOI: 10.26896/1028-6861-2019-85-7-50-55
2. **Райнхарт Дж. С., Пирсон Дж.** Поведение металлов при импульсных нагрузках. Учебник. — М.: Издательство иностранной литературы, 1958. — 295 с.
3. **Эпштейн Г. Н.** Строение металлов, деформированных взрывом. Изд. 2-е, перераб. и доп. — М.: Металлургия, 1988. — 279 с.
4. **Lord J. D., Morrell R. M.** Comparison of static and dynamic methods for measuring stiffness of high modulus steels and metal composites / Canadian Metallurgical Quarterly. 2014. Vol. 53(3). P. 292 – 299.
5. **Gray G. T.** High-Strain-Rate Deformation: Mechanical Behavior and Deformation Substructures Induced / Annual Review of Materials Research. 2012. Vol. 42(1). P. 285 – 303.
6. **Armstrong R. W., Walley S. M.** High strain rate properties of metals and alloys / International Materials Reviews. 2008. Vol. 53(3). P. 105 – 128.

7. **Borodin E. N., Gruzdkov A. A., Mayer A. E., et al.** Physical nature of strain rate sensitivity of metals and alloys at high strain rates / Journal of Physics: Conference Series. 2018. Vol. 991. P. 1 – 9.
8. **Брагов А. М., Ломунов А. К., Русин Е. Е.** Методика исследования динамических свойств материалов с использованием составных стержней Гопкинсона / Прикладные проблемы прочности и пластичности: Всесоюз межвуз. сб. Вып. 16. — Горький: Горьк. ун-т, 1980. С. 138 – 144.
9. **Altenbach H., Öchsner A., eds.** Encyclopedia of Continuum Mechanics. — E-book, 2020. — 2837 p.
10. **Song B., Jin H., Antoun B. R.** Kolsky Tension Bar Techniques for Dynamic Characterization of Alloys / Conference Proceedings of the Society for Experimental Mechanics Series. Bristol. 2011. P. 175 – 178.
11. **Sen S., Banerjee B., Shaw A.** Taylor Impact Test Revisited: Determination of Plasticity Parameters for Metals at High Strain Rate / International Journal of Solids and Structures. 2020. Vol. 193. P. 357 – 374.
12. **Buchar J., Forejt M., Jopek M., Křivánek I.** Evaluation of constitutive relations for high strain rate behaviour using the Taylor Test / J. DePhysique 2000. Vol. 9. P. 75 – 80.
13. **Meyers M. A.** Dynamic Behavior of Materials, 1st ed. — New York: John Wiley & Sons, Inc, 1994. — 327 p.
14. **Taylor G. I.** The use of flat-ended projectiles for determining dynamic yield stress I. Theoretical considerations / Proc. R. Soc. London Ser. A Math. Phys. Sci. 1948. Vol. 194. P. 289 – 299.
15. **Sedaghat H., Xu W., Zhang L., Liu W.** On the Constitutive Models for Ultra-High Strain Rate Deformation of Metals / International Journal of Automotive Technology. 2020. Vol. 20. P. 31 – 37. DOI: 10.1007/sec12239-019-0125-5
16. **Pakhnutova N. V., Boyangin E. N., Skoda O. A., et al.** Microhardness and Dynamic Yield Strength of Copper Samples upon Impact on a Rigid Wall / Advanced Engineering Research. 2022. Vol. 22. N 3. P. 224 – 231.
17. **Farhat Z. N., Ding Y., Northwood D. O., Alpas A. T.** Effect of grain size on friction and wear of nanocrystalline aluminum / Materials Science and Engineering: A. 2006. Vol. 206(2). P. 302 – 313.
18. **Kamikawa N., Huang X., Tsuji N., Hansen N.** Strengthening mechanisms in nanostructured high-purity aluminium deformed to high strain and annealed / Acta Materialia. 2009. Vol. 57(14). P. 4198 – 4208.
19. **Dangwal S., Edalati K., Valiev R. Z., et al.** Breaks in the Hall – Petch Relationship after Severe Plastic Deformation of Magnesium, Aluminum, Copper, and Iron / Crystals. 2023. Vol. 13. P. 413 – 431. DOI: 10.3390/cryst13030413

REFERENCES

1. **Nesterenko G. I., Kulemin A. Vol., Kim A. S., et al.** Comparison of the characteristics of modern aluminum alloys / Industr. Lab. Mater. Diagn. 2019. Vol. 85. N 7. P. 50 – 55 [in Russian]. DOI: 10.26896/1028-6861-2019-85-7-50-55
2. **Reinhart J. S., Pearson J.** Behavior of metals under impulsive loads. Textbook [Russian translation]. — Moscow: Izdatel'stvo inostrannoi literatury, 1958. — 295 p.
3. **Epstein G. N.** Structure of metals deformed by explosion. 2nd edition. — Moscow: Metallurgiya, 1988. — 279 [in Russian].
4. **Lord J. D., Morrell R. M.** Comparison of static and dynamic methods for measuring stiffness of high modulus steels and metal composites / Canadian Metallurgical Quarterly. 2014. Vol. 53(3). P. 292 – 299.
5. **Gray G. T.** High-Strain-Rate Deformation: Mechanical Behavior and Deformation Substructures Induced / Annual Review of Materials Research. 2012. Vol. 42(1). P. 285 – 303.
6. **Armstrong R. W., Walley S. M.** High strain rate properties of metals and alloys / International Materials Reviews. 2008. Vol. 53(3). P. 105 – 128.
7. **Borodin E. N., Gruzdkov A. A., Mayer A. E., et al.** Physical nature of strain rate sensitivity of metals and alloys at high strain rates / Journal of Physics: Conference Series. 2018. Vol. 991. P. 1 – 9.

8. **Bragov A. M., Lomunov A. K., Rusin E. E.** Methodology for the study of dynamic properties of materials using Hopkinson composite rods / Applied problems of strength and plasticity: All-Union interuniversity collection. Issue 16. — Gor'ky: Gork. univ., 1980. P. 138 – 144 [in Russian].
9. **Altenbach H., Öchsner A., eds.** Encyclopedia of Continuum Mechanics. — E-book, 2020. — 2837 p.
10. **Song B., Jin H., Antoun B. R.** Kolsky Tension Bar Techniques for Dynamic Characterization of Alloys / Conference Proceedings of the Society for Experimental Mechanics Series. Bristol. 2011. P. 175 – 178.
11. **Sen S., Banerjee B., Shaw A.** Taylor Impact Test Revisited: Determination of Plasticity Parameters for Metals at High Strain Rate / International Journal of Solids and Structures. 2020. Vol. 193. P. 357 – 374.
12. **Buchar J., Forejt M., Jopek M., Krivánek I.** Evaluation of constitutive relations for high strain rate behaviour using the Taylor Test / J. DePhysique 2000. Vol. 9. P. 75 – 80.
13. **Meyers M. A.** Dynamic Behavior of Materials, 1st ed. — New York: John Wiley & Sons, Inc, 1994. — 327 p.
14. **Taylor G. I.** The use of flat-ended projectiles for determining dynamic yield stress I. Theoretical considerations / Proc. R. Soc. London Ser. A Math. Phys. Sci. 1948. Vol. 194. P. 289 – 299.
15. **Sedaghat H., Xu W., Zhang L., Liu W.** On the Constitutive Models for Ultra-High Strain Rate Deformation of Metals / International Journal of Automotive Technology. 2020. Vol. 20. P. 31 – 37. DOI: 10.1007/sec12239-019-0125-5
16. **Pakhnutova N. V., Boyangin E. N., Skoda O. A., et al.** Microhardness and Dynamic Yield Strength of Copper Samples upon Impact on a Rigid Wall / Advanced Engineering Research. 2022. Vol. 22. N 3. P. 224 – 231.
17. **Farhat Z. N., Ding Y., Northwood D. O., Alpas A. T.** Effect of grain size on friction and wear of nanocrystalline aluminum / Materials Science and Engineering: A. 2006. Vol. 206(2). P. 302 – 313.
18. **Kamikawa N., Huang X., Tsuji N., Hansen N.** Strengthening mechanisms in nanostructured high-purity aluminium deformed to high strain and annealed / Acta Materialia. 2009. Vol. 57(14). P. 4198 – 4208.
19. **Dangwal S., Edalati K., Valiev R. Z., et al.** Breaks in the Hall – Petch Relationship after Severe Plastic Deformation of Magnesium, Aluminum, Copper, and Iron / Crystals. 2023. Vol. 13. P. 413 – 431. DOI: 10.3390/cryst13030413