

**TRUE FRACTURE STRESS OF UFG SAMPLES OF ALLOY AL-6101**

*Dmitry Valerievich Gunderov*<sup>1, 2a</sup>, *Sofia Dmitrievna Gunderova*<sup>1, 2</sup>, *Daria Kurbanovna Magomedova*<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Ufa State Aviation Technical University, Karl Marx str. 12, Ufa, 450008, Russia

<sup>2</sup> Institute of Physics of Molecules and Crystals, Ufa Federal Research Center of the Russian Academy of Sciences, pr. Oktyabrya 71, Ufa, 450054, Russia

<sup>3</sup> Saint Petersburg State University, Universitetsky pr. 28, Peterhof, Saint Petersburg, 198504, Russia

<sup>a</sup> dimagun@mail.ru

**ABSTRACT**

This paper presents the results of the work on determining the true fracture stresses of cylindrical samples of the ultrafine-grained structure of alloy 6001, obtained by the ECAP-K method, and comparing them with similar data for the coarse-grained structure of the same alloy, obtained by standard heat treatment. This work was carried out to correctly describe the mechanical behavior of the material in CG and UFG states. The analysis made it possible to reveal that the true deformation to fracture in the IS state and in the UFG state of alloy 6101, taking into account the measurement error, is the same. In this case, the true fracture stress of specimens with an UFG structure is noticeably higher than the true fracture stress of specimens with an IS structure. The increase in strength and yield strength as a result of ECAP-K processing is determined by a decrease in the grain size of the alloy according to the Hall–Petch law. An explanation is proposed for the increase in the true fracture stress of samples during grain refinement based on the compilation of the Hall–Petch law and the Zener–Stroter model – the criterion for pore formation on a particle when stresses at the matrix/particle boundary reach critical values.

**KEYWORDS**

Bulk nanomaterials; severe plastic deformation (SPD); equal-channel angular pressing by torsion (ECAP-C); scanning electron microscopy (SEM); fracture; shear bands; dislocations; deformation; true stresses; fracture; fracture stresses; true fracture stresses.

**ИСТИННОЕ НАПРЯЖЕНИЕ РАЗРУШЕНИЯ УМЗ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА AL-6101**

*Дмитрий Валерьевич Гундеров*<sup>1, 2a</sup>, *Софья Дмитриевна Гундерова*<sup>1, 2</sup>,  
*Дарья Курбановна Магомедова*<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия, 450008, Уфа, ул. Карла Маркса, 12

<sup>2</sup> Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук, Россия, 450054, Уфа, пр. Октября, 71

<sup>3</sup> Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, 198504, Санкт-Петербург, Петергоф, пр. Университетский, 28

<sup>a</sup> dimagun@mail.ru

## АННОТАЦИЯ

Представлены результаты работы по определению истинных напряжений разрушения цилиндрических образцов ультрамелкозернистой структуры сплава 6001, полученной методом РКУП-К, и сравнение их с аналогичными данными для крупнозернистой структуры того же сплава, полученной стандартной термической обработкой. Данная работа была проведена для корректного описания механического поведения материала в КЗ и УМЗ состояниях. Проведенный анализ позволил выявить, что истинная деформация до разрушения в состоянии ИС и в УМЗ состоянии сплава 6101 с учетом погрешности измерений одинакова. При этом истинное напряжение разрушения образцов с УМЗ структурой заметно больше, чем истинное напряжение разрушения образцов с ИС структурой. Увеличение прочности и предела текучести в результате РКУП-К обработки определяется уменьшением размера зерна сплава по закону Холла – Петча. Предложено объяснение роста истинного напряжения разрушения образцов при измельчении зерна на основе компиляции закона Холла – Петча и модели Зинера – Строте – критерия порообразования на частице при достижении напряжений на границе матрица/частица критических значений.

## КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Объемные наноматериалы; интенсивная пластическая деформация (ИПД); равноканальное угловое прессование кручением (РКУП-К); сканирующая электронная микроскопия (СЭМ); излом; полосы сдвига; дислокации; деформация; истинные напряжения; разрушение; напряжения разрушения; истинные напряжения разрушения.

### Введение

Сплав Al-6101 имеет повышенную электропроводность и уровень прочности, позволяющие широко применять его для воздушных линий электропередач. После традиционной термической обработки (закалка со старением) сплав демонстрирует предел прочности около 250 МПа [1, 2]. Так как сплавы 6101 являются важным материалом многих отраслей продукции, то повышение свойств этих сплавов является одним из значимых направлений современного материаловедения.

Повышенную прочность и электропроводность в проводниковых алюминиевых материалах возможно достичь за счет формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры с использованием интенсивной пластической деформации (ИПД) [3, 4, 6, 20]. Существует большое число работ, посвящённых исследованию свойств алюминиевых сплавов, в т.ч. сплава 6101, подвергнутых ИПД, в т.ч. равноканальному угловому

прессованию (РКУП), в которых подтверждается улучшение прочностных характеристик после применения методов ИПД [3–6, 19, 20]. Так, путем равноканального углового прессования по схеме Конформ (РКУП-К) были получены длинномерные УМЗ полуфабрикаты сплава Al-6101 (катанки и проволоки) с уровнем, как прочности, так и электропроводности, превышающих параметры после стандартной обработки [5, 6, 19, 20]. Однако особенности механического поведения и характер разрушения при статических испытаниях УМЗ сплава 6101, полученного методами ИПД, ранее не рассматривались.

Ранее в наших работах были проведены исследования особенностей механического поведения, разрушения и формирования пор при растяжении образцов УМЗ Al 6101 [8–11]. В частности, был проведен анализ химического состава изломов образцов сплава 6102 после искусственного старения (ИС) и в УМЗ состоянии (полученного РКУП-К) [8–11]. Данный анализ показывает, что на из-

ломе в состоянии ИС содержится большое количество Fe (до 10 %). Количество Fe в исходном сплаве не превышает 0,3 wt.%, но на основе Fe в процессе кристаллизации расплава формируются крупные выделения фазы  $Al_3Fe$  микронных размеров [10]. Именно эти интерметаллидные частицы  $Al_3Fe$  (размером несколько мкм) являются центрами для зарождения несплошностей в виде нанопор и последующего разрушения Al сплавов в ИС состоянии [9, 10].

Однако для УМЗ Al сплавов 6101 по-прежнему актуально изучение особенностей их механического поведения, в частности построение истинных кривых деформация–напряжение при статическом растяжении при комнатной температуре, и анализ истинного напряжения разрушения, чему и посвящена данная работа.

### 1. Образцы и методы исследований

В качестве материала исследования был выбран технический термоупрочняемый алюминиевый сплав 6101, который относится к системе Al–Mg–Si, его химический состав приведен в табл. 1.

Исходные заготовки сплава 6101 были в виде прутков (катанки) диаметром 12 мм. Сплав подвергался термической обработке по следующим режимам: закалка (нагрев до 550 °C + искусственное старение при 160–170 °C в течение 12 ч – состояние «ИС»). Упрочнение в состоянии «искусственное старение» обусловлено преимущественно выделениями  $\beta'$  или  $\beta'' + \beta'$  – фаз с размером частиц около 0,03 мкм.

Обработка РКУП-К для получения УМЗ состояния проводилась с учетом опыта работ [5, 19]. Прутки исходным диаметром 10 мм подвергались обработке РКУП-К [5] по сле-

дующему режиму: отжиг 550 °C на 2 часа, закалка в воде комнатной температуры, и сразу проводилось 4 цикла РКУП-К при комнатной температуре по маршруту Вc, угол сопряжения каналов 130°. Т.е сплав подвергался РКУП-К в свежезакаленном состоянии твердого раствора. После завершения процесса РКУП-К в материале в УМЗ состоянии происходил в течение нескольких суток распад твердого раствора и естественное старение, что дополнительно повышало прочность сплава.

Механические испытания на статическое растяжение с фиксированной скоростью растяжения, равной  $1,4 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ , проводились на машине Shimadzu при комнатной температуре; изменение длины образцов регистрировалось с помощью видеоэкстензометра. Для механических испытаний использовались цилиндрические образцы с геометрическими размерами рабочей базы  $l = 5 \text{ мм}$ ,  $d = 5 \text{ мм}$  [8–11].

Условные диаграммы растяжения и полученные из них параметры некорректно отражают поведение собственно материала. Корректно описывает механическое поведение материала диаграмма «истинная деформация–истинное напряжение».

Относительная деформация:

$$\varepsilon = \Delta l / l. \quad (1)$$

Истинные деформации:

$$e = \ln(S_0 / S_t) = \ln(1 + \Delta l) / l_0, \quad (2)$$

где  $S_t$  – текущее сечение образца.

Истинные диаграммы деформирования материалов строились в координатах «истинные напряжения  $\sigma_i$  – истинные деформации  $e$ » (с использованием методики из [12, 13]).

Таблица 1. Химический состав сплава Al 6101 (wt.%)

Table 1. Chemical composition of the alloy Al 6101 (wt.%)

Марка/ Alloy grade	Предел/ Limit	Si	Fe	Cu	Mg	Zn	B	Al	Ti + V + Cr + Mn
6101	Max	0,60	0,30	0,01	0,60	0,02	0,01	–	0,015

Расчет значений  $\sigma_i$  и  $e$  проводился по формулам:

– до момента локализации деформации (из постоянства объемов)

$$\sigma_i = \sigma S/S_0 = \sigma d^2/d_0^2 = \sigma l/l_0, \quad (3)$$

где  $\sigma$  – условное напряжение,

$$e_i = e_1 = \ln(l/l_0). \quad (4)$$

Однако, выражения (3) и (4) справедливы лишь до момента локализации деформации. После образования шейки, определяем конечную точку кривой. Замеряется площадь сечения шейки образца после разрушения  $S_p$

$$e_{\text{разр}} = \ln(S_0/S_p), \quad (5)$$

где  $S_0$  – начальная площадь образца,  $S_p$  – площадь излома образца после разрушения.

Истинное напряжение разрушения находится по формуле

$$\sigma_{\text{разруш}} = \sigma_{\text{разруш}} S_0/S_p, \quad (6)$$

где  $\sigma_{\text{разруш}}$  – напряжение разрушения по условной диаграмме растяжения. В первом приближении можно считать, что на участке от  $\sigma_{\text{ив}}$  (начала локализации деформации) до разрушения истинное напряжение на образцах линейно возрастает с ростом истин-

ной деформации. На кривой истинная деформация – истинное напряжение наносим точку  $\sigma_{\text{разруш}}$  при  $e_{\text{разр}}$ . Кривую на участке локализации деформации в первом приближении строим, соединяя  $\sigma_{\text{ив}}$  и  $\sigma_{\text{разруш}}$ .

В результате получаем требуемую диаграмму «истинная деформация – истинное напряжение».

## 2. Результаты исследований

Предыдущие исследования показали, что в крупнозернистом состоянии после ИС размер зерен составляет более 100 мкм [5, 10]. Существует 2 типа интерметаллидов в ИС структуре: упрочняющие частицы старения размером около 20 нм и включения  $Al_3Fe$  размером около 10 мкм. Включения  $Al_3Fe$  сформировалась за счет наличия примесного железа на этапе литья сплава, и данные включения не растворяются и не трансформируются при используемой термообработке. В УМЗ состоянии размер зерна составляет около 500 нм и также присутствуют частицы старения (сформировавшиеся в результате естественного старения) и интерметаллиды  $Al_3Fe$ .

Условные диаграммы растяжения для УМЗ и ИС состояния представлены на рис. 1.

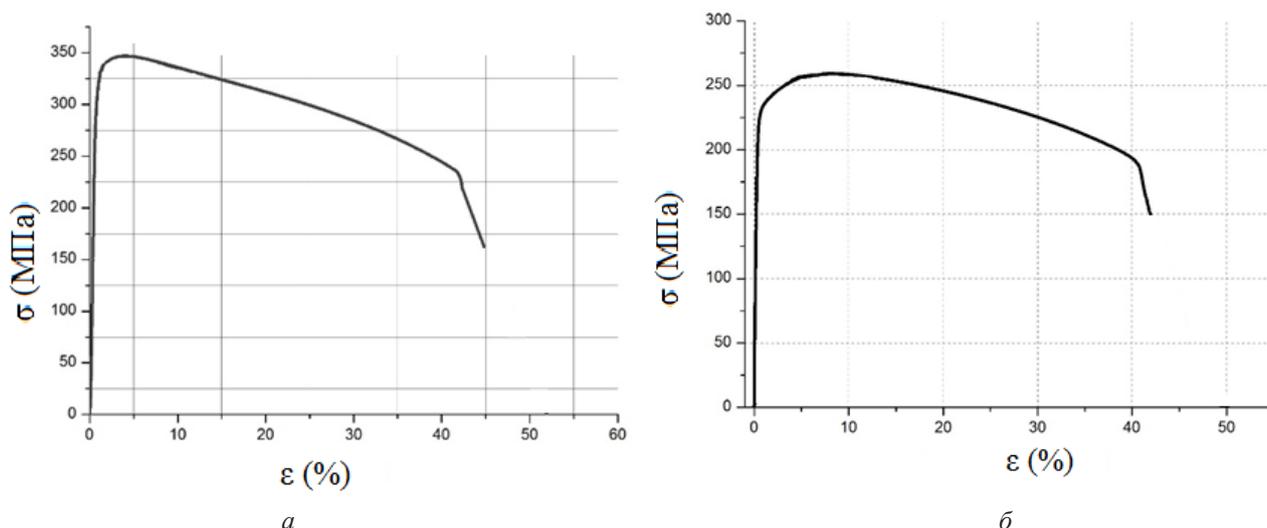


Рис. 1. Условные диаграммы растяжения для: а – ИС; б – УМЗ состояния сплава 6101

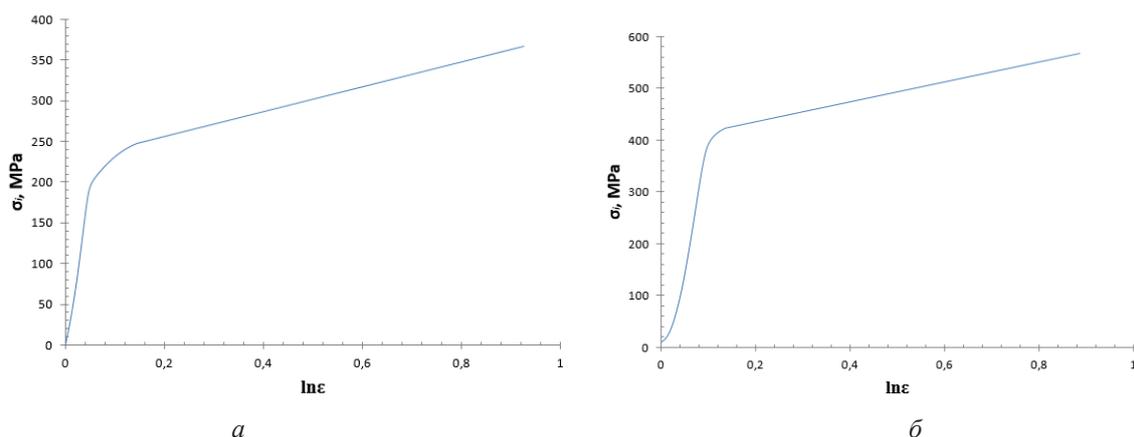
Fig. 1. Conditional tension diagrams for: а – IS; б – UFG state of alloy 6101

По полученным условным диаграммам растяжения, с учетом площади образцов после разрушения (определено по СЕМ снимкам) по описанной выше методике были построены истинные диаграммы растяжения ИС и УМЗ состояний (рис. 2).

В табл. 2 представлены определенные по кривым значения механических характеристик для ИС и УМЗ структур.

Испытания показали, что образцы с УМЗ структурой имеют прочность и предел текучести на 25% выше, чем ИС состояние. Ранее примерно аналогичный прирост прочности сплава 6101 в результате РКУП-К был показан в работах [5, 9, 19], в которых испытания проводились на цилиндрических образцах по ГОСТ. Можно так же видеть, что истинная деформация до разрушения сплава 6101 в состоянии ИС и в УМЗ состо-

янии с учетом погрешности измерений одинакова. При этом истинное напряжение разрушения УМЗ образцов заметно больше, чем истинное напряжение разрушения образцов в ИС состоянии. Прирост прочности и предела текучести в результате РКУП-К определяется уменьшением размера зерна сплава. Зернограничное упрочнение – результат измельчения зерна при РКУП-конформ складывается с дисперсионным упрочнением (являющимся результатом естественного старения после РКУП-конформ). Рост предела текучести с вязанного с ним предела прочности в УМЗ состоянии объясняется известным законом Холла – Петча. Закон Холла – Петча показывает, что при уменьшении размера зерна требуется большее напряжение для течения дислокаций через материал, включая границы зерен, и соответственно растет предел текучести.



**Рис. 2.** Диаграмма растяжения образца после:  
а – искусственного старения; б – в УМЗ состоянии в истинных значениях

**Fig. 2.** Tension diagram of the sample after:  
а – artificial aging; б – in the UFG state in true values

**Таблица 2.** Механические характеристики сплава 6101 в ИС и УМЗ состоянии

**Table 2.** Mechanical characteristics of the 6101 alloy in the AA and UFG states

Состояние структуры/ Structure state	$\sigma_{0,2}$ , МПа/ MPa	$\sigma_b$ , МПа/MPa	$\delta_{рав}$ , %	$\delta$ , %	$\sigma_{разруш}$ , МПа/ MPa	$e_{раз}$
ИС	230	265	12	42	365	0,92
УМЗ	304	351	5	48	565	0,95

где  $\delta_{рав}$  (%) – равномерная деформация.

Однако, в связи с чем при формировании УМЗ структуры возрастает истинное напряжение разрушения образцов – вопрос требует специального обсуждения.

Как показали наши работы и работы других авторов, [5, 8–11, 19, 20] в сплаве 6101 формирование пор и последующее разрушение при деформации происходит на включениях  $Al_3Fe$ . Известна Модель Зинера – Строте [15, 16] – критерий порообразования на частице – достижение напряжений критических значений  $\sigma_r$ .  $\sigma_r$  состоит из суммы гидростатического и эквивалентных напряжений:

$$\sigma_m + \sigma_{eq} \geq \sigma_r, \quad (7)$$

где  $\sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$  – гидростатическое напряжение;

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} -$$

эквивалентное напряжение;  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  – главные значения напряжений.

С другой стороны, закон Холла – Петча [15–18] имеет следующее объяснение (рис. 3). Число дислокаций  $\rho$ , скапливающихся на границе зерна при микродеформации (течении в рамках одного зерна) растет с ростом длины пробега/генерации дислокаций, соответственно с ростом расстояния между границами зерна, соответственно ростом размера зерна  $d$ . Т.е.  $\rho \propto f(d)$ . На границе зерна скопления дислокаций вызывают напряжения  $\sigma_p = f(\rho) - \sigma_p$  растут с ростом  $\rho$ . Движение дислокаций в соседнее зерно происходит при некотором критическом напряжении  $\sigma_{крит} = \sigma_p + \sigma_{внеш}$ , где  $\sigma_{внеш}$  – внешнее напряжение на образце. Отсюда  $\sigma_{внеш-p}$ , при котором происходит течение:

$$\sigma_{внеш-p} = \sigma_{крит} - \sigma_p, \text{ или } \sigma_{внеш-p} = \sigma_{крит} - f(d). \quad (8)$$

В материале с меньшим  $d$  при микродеформации число дислокаций  $\rho$ , скапливающихся на границе зерно/зерно меньше, и соответственных вклад –  $f(ed)$  меньше и течение через границу происходит при большем  $\sigma_{внеш-p}$ .

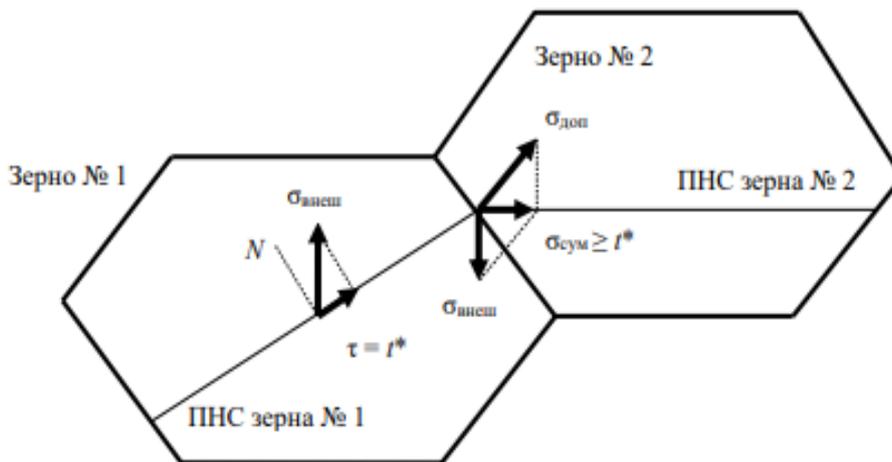


Рис. 3. Схема, иллюстрирующая эстафетную передачу пластической деформации в поликристалле, обуславливающая закон Холла – Петча

Fig. 3. Scheme illustrating the relay transfer of plastic deformation in a polycrystal, which determines the Hall–Petch law

Аналогичную модель можно развить – распространить на напряжение разрушения (рис. 4). Число дислокаций  $\rho_{гч}$ , скапливающихся на границе зерно/частица растёт с ростом длины пробега/генерации дислокаций, соответственно с ростом размера зерна  $d$  ( $\rho_{гч} = f(d)$ ). И на границе зерно/частица скопления дислокаций  $\rho_{гч}$  вызывают напряжения  $\sigma_{\rho} = f(\rho_{гч})$ . Согласно модели Зинера – Строте [15, 18], разрушение/разрыв по границе матрица – частица происходит при некотором критическом напряжении  $\sigma_{крит}$ , которое (аналогично)  $\sigma_{крит} = \sigma_{\rho} + \sigma_{внеш}$ , и с уменьшением  $d$  уменьшается  $\sigma_{\rho}$ , отсюда для отрыва – формирования поры на частице требуется большее внешнее напряжение.

### Выводы

РКУП-К обработка сплава 6101 приводит к повышению прочности и предела текучести на 25% относительно стандартной обработки закалкой и старением, обозначаемой как искусственное старение.

Были построены истинные диаграммы напряжений-деформаций образцов сплава 6101 в ИС и УМЗ состоянии, из которых следует, что истинная деформация до разрушения сплава 6101 в обоих состояниях с учетом погрешности измерений одинакова. При этом истинное напряжение разрушения образцов с УМЗ с обработкой заметно больше, чем истинное напряжение разрушения образцов в ИС состоянии.

Рост предела текучести и связанного с ним предела прочности в УМЗ состоянии объясняется законом Холла – Петча: при уменьшении размера зерна требуется большее внешнее напряжение для задания течения дислокаций.

Предложено объяснение роста истинного напряжения разрушения образцов при измельчении зерна на основе компиляции закона Холла – Петча и модели Зинера – Строте – критерия порообразования на частице при достижении напряжений на границе матрица/частица критических значений.

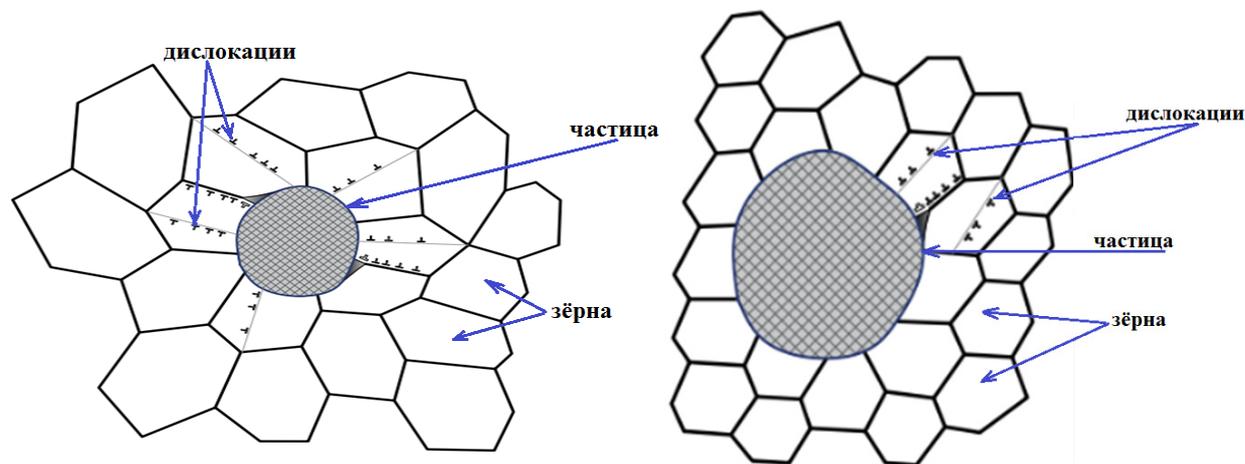


Рис. 4. Схема, поясняющая повышенное истинное напряжение разрушения в материалах с меньшим зерном

Fig. 4. Diagram explaining the increased true fracture stress in materials with a smaller grain size

## Благодарности / Acknowledgments

*Исследования выполнены при поддержке проекта РФФ № 22-19-00347 и проекта Мегагрант № 075-15-2022.*

*The research was supported by the Russian Science Foundation project No. 22-19-00347 and Megagrant No. 075-15-2022.*

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Karabay S. Modification of AA-6201 alloy for manufacturing of high conductivity and extra high conductivity wires with property of high tensile stress after artificial aging heat treatment for all-aluminum alloy conductors // *Mater. Design*. 2006. V. 27, Iss. 10. P. 821–832. DOI: 10.1016/j.matdes.2005.06.005.
2. Enhanced strength and electrical conductivity of Al–Mg–Si alloy by thermo-mechanical treatment / G. Lin et al. // *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. V. 650. P. 210–217. DOI: 10.1016/j.msea.2015.10.050.
3. Sabirov I., Murashkin M., Valiev R. Z. Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development // *Mater. Sci. Eng. A*. 2013. V. 560. P. 1–24. DOI: 10.1016/j.msea.2012.09.020.
4. Nanostructured Al and Cu alloys with superior strength and electrical conductivity / M. Yu. Murashkin et al. // *J. Mater. Sci.* 2016. V. 51, No. 1. P. 33–49. DOI: 10.1007/s10853-015-9354-9.
5. Enhanced Mechanical Properties and Electrical Conductivity in Ultrafine-Grained Al 6101 Alloy Processed via ECAP-Conform / M. Murashkin et al. // *Metals*. 2015. V. 5, No. 4. P. 2148–2164. DOI: 10.3390/met5042148.
6. Nanostructured Wire Rod Research and Development in Russia / V. Kh. Mann et al. // *Light Metal Age*. 2014. V. 72, No. 6. P. 26–29.
7. Argon A. S., Im J., Needleman A. Distribution of plastic strain and negative pressure in necked steel and copper bars // *Metallurgical Transactions A*. 1975. V. 6. Article number 815. DOI: 10.1007/BF02672305.
8. Critical stresses determination in case of pores formation for coarse and ultra-fine grained Al-6101 under static tension / D. K. Magomedova et al. // *Journal of Physics: Conference Series*. 2020. V. 1474. Article number 012027. DOI: 10.1088/1742-6596/1474/1/012027.
9. Магомедова Д. К., Чуракова А. А. Распределение напряжений при статическом растяжении цилиндрических образцов из мелко- и крупнозернистого алюминиевого сплава 6101 // *Наноиндустрия*. 2021. Т. 14, № 1 (103). С. 30–35. DOI: 10.22184/1993-8578.2021.14.1.30.34.
10. Magomedova D. K., Churakova A. A., Gunderov D. V. Investigation of mechanical properties and fracture surface of cylindrical samples Al-6101 under static tension // *Journal of Physics: Conference Series*. 2022. V. 2231. Article number 012023. DOI: 10.1088/1742-6596/2231/1/012018.
11. Магомедова Д. К. Влияние структуры сплава Al 6101 на образование пор при статическом растяжении как на структурное изменение в процессе деформации // *Materials. Technologies. Design*. 2022. Т. 4, № 1 (7). С. 24–29. DOI: 10.54708/26587572\_2022\_41724.
12. Evolution of microstructure, macrotexture and mechanical properties of commercially pure Ti during ECAP-Conform processing and drawing / D. V. Gunderov et al. // *Materials Science & Engineering; A*. 2013. V. 562. P. 128–136. DOI: 10.1016/j.msea.2012.11.007.
13. Разрушение алюминиевых сплавов при растягивающих напряжениях. / М. Е. Дриц [и др.]. М.: Наука, 1973. 215 с.
14. Zener C. A. Theoretical Criterion for the Initiation of Slip Bands // *Phys. Rev*. 1946. V. 69. P. 128–129. DOI: 10.1103/PhysRev.69.128.2.
15. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystals // *J. Iron and Steel Inst.* 1953. V. 174. P. 25–28.
16. Armstrong R. W. Hall–Petch description of nanopolycrystalline Cu, Ni and Al strength levels and strain rate sensitivities // *Philosophical Magazine*. 2016. V. 96, No. 29. P.3097–3108. DOI: 10.1080/14786435.2016.1225168.
17. Hall E. O. Deformation and ageing of mild steel // *Proc. Phys. Soc.* 1951. V.64, No. 9. P. 747–753.
18. Eshelby J. D., Frank F. C., Nabarro F. R. N. The equilibrium of linear arrays of dislocations // *Philos. Mag.* 1951. V. 42, Iss. 327. P. 351–364. DOI: 10.1080/14786445108561060.
19. Aging behavior and properties of ultrafine-grained aluminum alloys of Al-Mg-Si system / E. V. Bobruk et al. // *Reviews on Advanced Materials Science*. 2012. V. 31, No. 2. P. 109–115.
20. Optimization of electrical conductivity and strength combination by structure design at the nanoscale in Al-Mg-Si alloys / X. Sauvage et al. // *Acta Mater.* 2015. V. 98. P. 355–366. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.07.039.