

УДК 620.192.25

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ УМЗ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИСПЫТАНИИ МАЛОРАЗМЕРНЫХ ОБРАЗЦОВ С ШЕВРОННЫМ НАДРЕЗОМ¹

© Е. Е. Дерюгин², В. В. Лепов³*Статья поступила 15 октября 2014 г.*

По данным испытаний малоразмерных образцов с шевронным надрезом определены характеристики трещиностойкости технического титана ВТ1-0, титанового сплава ВТ6, трубной стали 12ГБА и сплава Fe–Ni с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, полученной методами интенсивной пластической деформации (ИПД). В качестве основной характеристики трещиностойкости определена удельная энергия разрушения. Предложена новая характеристика вязкости разрушения при испытании малоразмерных образцов с шевронным надрезом — относительная величина смещений точек приложения нагрузки, не связанная с изменением податливости образца в результате распространения трещины. Исследовано изменение удельной энергии разрушения в процессе нагружения образцов с шевронным надрезом.

Ключевые слова: трещиностойкость; образец с шевронным надрезом; ультрамелкозернистая структура; интенсивная пластическая деформация; вязкость разрушения; удельная энергия разрушения.

Одной из важнейших задач механики деформируемого твердого тела является оценка сопротивления конструкционного материала зарождению и распространению трещин. В линейной механике разрушения (ЛМР) разработаны определенные критерии трещиностойкости для хрупких и малопластичных материалов. Однако в металлах и сплавах, как правило, потери энергии на пластическую деформацию в вершине трещины на порядки превышают поверхностную энергию. Поэтому прогнозирование авторы проводили без привлечения концепции Гриффитса – Орована – Ирвина, предполагающей малость размеров пластической зоны по сравнению с длиной трещины. Следует отметить, что стандартные испытания материалов на трещиностойкость проводят при жестких ограничениях на размеры образцов. Толщина даже малопластичных образцов должна быть не менее 10 мм, чтобы соблюдалось условие плоскодеформированного состояния, ограничивающее развитие зоны пластической деформации у вершины трещины.

В данной работе на примере технического титана ВТ1-0, титанового сплава ВТ6, трубной стали 12ГБА и сплава Fe–Ni приведены результаты оценки трещиностойкости (вязкости разрушения) материалов с УМЗ структурой, полученной методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Применена

новая методика определения характеристик трещиностойкости для малоразмерных образцов с шевронным надрезом [1, 2]. В отличие от подходов ЛМР, данная методика не накладывает жестких ограничений на размеры пластической зоны у вершины трещины.

При испытании на вязкость разрушения (трещиностойкость) малоразмерных образцов, как правило, используют образцы с шевронным надрезом [3–6]. В образцах с такой конфигурацией не требуется предварительно выращивать усталостную трещину.

УМЗ структуру во всех материалах получали, используя режим всестороннейковки (накопленная деформация 50 % при 400 °С) с отпуском при 300 °С в течение 1 ч. Трубную сталь 12 ГБА, кроме того, дополнительно прокатывали на 40 %. Сплав Fe–Ni подвергали равноканальному угловому прессованию (14 проходов).

Испытывали также образцы из технического титана ВТ1-0 и сплава ВТ6 в исходном крупнокристаллическом (КК) состоянии со средним размером зерна 8–10 мкм. Испытание проводили растяжением образцов с шевронным надрезом со скоростью движения захватов испытательной машины $v = 2$ мкм/с при комнатной температуре. Образцы длиной 18 мм вырезали из прутков сечением 6×6 мм². Шевронный надрез наносили электроэрозионным способом в виде узкой щели шириной 0,25 мм, разделяющей толщину образца на две равные части. Границу надреза задавали в виде V-образной линии с углом $\alpha = \pi/6$ (рис. 1). В процессе нагружения с помощью зеркальной фотокамеры PENTAXK-5 через каждые 2 с фиксировали изображение боковой поверхности нагружаемого образца.

¹ Работа поддержана Российским фондом фундаментальных исследований (проект № 13–08–01404-а и № 12–01–98515-р_восток_а).

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия; e-mail: dee@ispms.tsc.ru

³ Институт Физико-технических проблем Севера СО РАН, Якутск, Россия.

Это позволило с большой точностью измерять геометрические характеристики образца, необходимые для расчета трещиностойкости материала, а именно: раскрытие надреза в точках приложения нагрузки и трещины на конце шевронного надреза, а также длину трещины. С помощью сканирующей электронной микроскопии (PhilipsSEM 515) исследовали особенности рельефа поверхности разрушения исследуемых материалов.

В качестве основной характеристики трещиностойкости материала использовали удельную энергию разрушения G , которую рассчитывали согласно новой методике, разработанной для малоразмерных образцов с шевронным надрезом [1, 2].

Определение удельной энергии разрушения. При определении условия нестабильного распространения трещины целесообразен энергетический подход. Суть энергетического критерия разрушения можно сформулировать следующим образом: трещина может расти в том случае, если система способна выделить энергию, необходимую для начала распространения трещины на элементарное расстояние dl . Энергия для роста трещины появляется исключительно за счет энергии упругой деформации, возникающей в объеме материала под действием внешней приложенной силы.

Необходимое условие для начала распространения трещины подчиняется уравнению [7]

$$G_s = \frac{P^2 d\eta}{dS}, \quad (1)$$

где P — приложенная к образцу нагрузка; $\eta = \lambda/P$ — податливость образца (величина, обратная жесткости образца $M = P/\lambda$); $dS = 2adl$ — удвоенная площадь, которую проходит прямолинейный фронт трещины, продвигаясь на малое расстояние dl . Величина G_s всегда равна производной от упругой энергии, т.е. определяет интенсивность высвобождения упругой энергии при распространении трещины. Далее характеристику G_s будем называть удельной энергией разрушения.

Согласно работе [7] упругое смещение λ_e точек приложения нагрузки для образца шириной a с длиной трещины l обеспечивает нагрузка

$$P = \frac{E\lambda_e a}{8} \left(\frac{b}{l}\right)^3. \quad (2)$$

Податливость такого образца $\eta = \frac{\lambda_e}{P} = \frac{8}{Ea} \left(\frac{l}{b}\right)^3$.

Учитывая, что $dS = 2adl$, найдем производную $d\eta/dS$ в уравнении (1):

$$\frac{d\eta}{dS} = \frac{d\eta}{2adl} = \frac{12l^2}{Ea^2 b^3}.$$

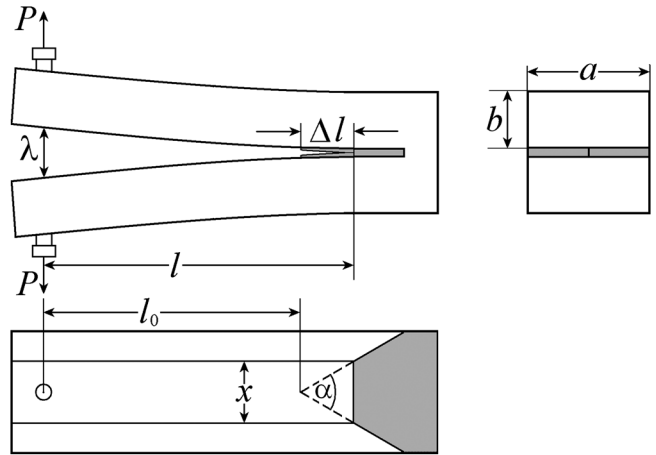


Рис. 1. Схема образца с шевронным надрезом

Подставляя выражение (2) в уравнение (1), получим

$$G_s = \frac{P^2 d\eta}{dS} = \frac{12P^2 l^2}{Ea^2 b^3}. \quad (3)$$

Уравнение (3) определяет удельную энергию разрушения по длине трещины l и величине внешней нагрузки P , при которой начинается спонтанное распространение трещины.

Подставляя в это уравнение соотношение (2), получим выражение, позволяющее вычислить энергию разрушения по длине трещины l и по величине λ_e :

$$G_s = \frac{3E\lambda_e^2 b^3}{16l^4}. \quad (4)$$

Видно, что в данном случае величина G_s не зависит от толщины образца a .

В работе [2] показано, что смещение точек приложения нагрузки

$$\lambda_e = \frac{8P}{Ea} \left(\frac{l}{b}\right)^3 \times$$

$$\times \left[\frac{2\Delta l}{a} \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2} + \left(1 - \frac{2\Delta l}{a} \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2}\right) \frac{l}{l_0} \frac{4 + \frac{a}{l_0} \operatorname{ctg} \frac{\alpha}{2} + \frac{2\Delta l}{l_0}}{2 + \frac{a}{l_0} \operatorname{ctg} \frac{\alpha}{2}} \right]^{-1}, \quad (5)$$

где $P = P_1 + P_2$ и $l = l_0 + \Delta l$.

Уравнения (4) и (5) использовали для вычисления энергии разрушения, определяющей необходимое условие для начала распространения трещины в исследуемых материалах.

В качестве критерия трещиностойкости в инженерной механике разрушения для трещины отрыва применяют, как правило, коэффициент интенсивности

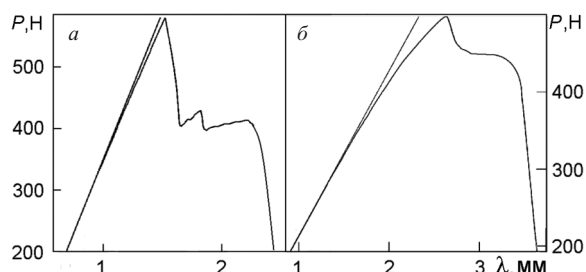


Рис. 2. Диаграммы нагружения сплава ВТ6 (а) и технического титана ВТ1-0 (б) с УМЗ структурой

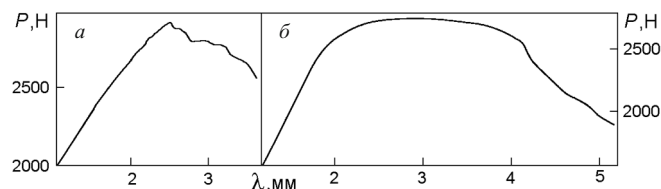


Рис. 3. Диаграммы нагружения сплава ВТ6 в КК состоянии (а) и трубной стали 12ГБА с УМЗ структурой (б)

напряжений (КИН), который связан с удельной энергией разрушения G_s следующим образом:

$$K_{Ic} = \sqrt{\frac{EG}{1-\nu^2}}$$

Следует заметить, что для металлических материалов, обладающих достаточной пластичностью, данная характеристика теряет физический смысл.

На рис. 2 приведены типичные диаграммы нагружения для титанового сплава ВТ6 (а) и технического титана ВТ1-0 (б) с УМЗ структурой. Общим для данных материалов является наличие пика нагрузки. Наблюдения показали, что резкое падение нагрузки связано с появлением и спонтанным распространением трещины. «Площадка» на кривой $P-\lambda$ соответствует стабильному распространению трещины.

На рис. 3 приведены типичные диаграммы нагружения для титанового сплава ВТ6 в КК состоянии (а) и сплава 12 ГБА с УМЗ структурой (б). Прерывистый характер диаграммы нагружения сплава ВТ6 свидетельствует о том, что начало зарождения и распространения трещины происходит задолго до того, как внешняя нагрузка достигнет максимума. При этом на

Механические характеристики сплавов ВТ1-0, ВТ6, 12ГБА и Fe – Ni

Материал	λ_p/λ_e	G_s , кДж/м ²	K_{Ic} , МПа/м ^{1/2}	E , ГПа
ВТ1-0 УМЗ	0,17	27,82	56,1	113
ВТ1-0 КК		>60		111
ВТ6 УМЗ	0,13	20,81	48,7	114
ВТ6 КК	0,37	26,05	53,5	110
12ГБА УМЗ	5,60	50,9	105,6	219
Fe – Ni	2,2	15,0	35,0	210

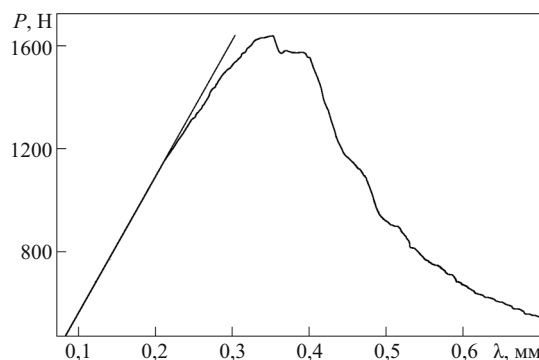


Рис. 4. Диаграмма нагружения сплава Fe – Ni в УМЗ состоянии

всех этапах нагружения трещина распространяется скачкообразно. В образцах из трубной стали зарождению трещины на конце шевронного надреза предшествует значительная пластическая деформация. Трещина на конце шевронного надреза зарождается после того, как внешняя нагрузка достигнет максимума (см. рис. 3, б). Сначала происходит медленное подрастание трещины, затем скорость ее распространения резко увеличивается. В момент перехода к стадии спонтанного распространения трещины на диаграмме нагружения наблюдается перелом (см. рис. 3, б).

Диаграмма нагружения сплава Fe – Ni качественно подобна диаграмме для сплава ВТ6 в КК состоянии (рис. 4). Однако в данном случае возникновение трещины замечено только в момент достижения максимума нагрузки. Отклонение кривой $P-\lambda$ от прямой упругого нагружения до момента достижения максимальной нагрузки связано с пластической деформацией образца.

Известно, что распространение трещины сопровождается увеличением податливости образца $\eta = \lambda_e/P$ [7], где λ_e — упругое смещение точек приложения нагрузки P . Расчеты по уравнению (5) показывают, что величина λ_e всегда меньше экспериментально измеренного значения λ . Это объясняется тем, что пластическая деформация вносит в смещения дополнительный вклад λ_p , не связанный с изменением податливости образца, т.е. в моменты, когда не наблюдается увеличения длины трещины. В общем случае можно записать $\lambda = \lambda_e + \lambda_p$. Очевидно, что величина λ_p тем больше, чем более вязко разрушается материал. Поэтому отношение λ_p/λ_e является важной характеристикой вязкости разрушения (см. таблицу).

На рис. 5 приведены зависимости удельной энергии разрушения (кривая 1) и отношения λ_p/λ_e (кривая 2) от величины смещений точек приложения нагрузки λ для материалов с малым отношением λ_p/λ_e (УМЗ ВТ1-0), повышенным отношением λ_p/λ_e (КК ВТ6) и большим значением отношения λ_p/λ_e (УМЗ 12ГБА). Несмотря на разный качественный характер диаграмм нагружения и большое отличие отношений λ_p/λ_e обнаруживаются общие закономерности при распространении трещины. Во всех случаях с момен-

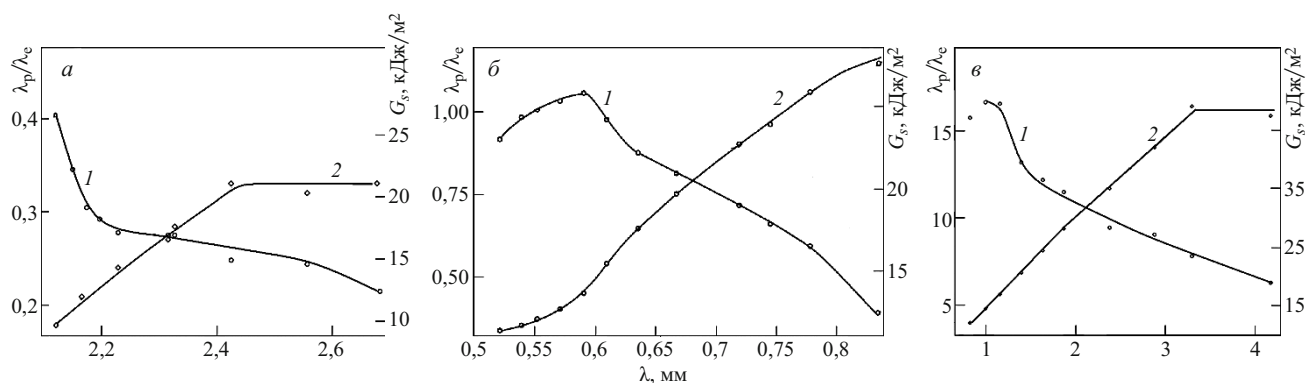


Рис. 5. Зависимости механических характеристик УМЗ технического титана ВТ1-0 (а), сплава ВТ6 в КК состоянии (б), УМЗ трубной стали 12ГБА (в) от смещений точек приложения нагрузки: 1 — удельная энергия разрушения; 2 — отношение λ_p/λ_c

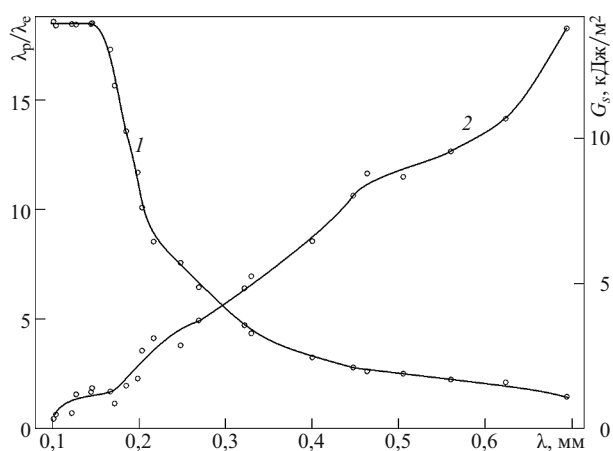


Рис. 6. Зависимость механических характеристик УМЗ сплава Fe – Ni от смещений точек приложения нагрузки: 1 — удельная энергия разрушения; 2 — отношение λ_p/λ_c

та достижения максимальной нагрузки происходит двухстадийное уменьшение удельной энергии разрушения: сначала резкое, а затем монотонное (кривые 1). Вклад пластической деформации λ_p в общее смещение точек приложения нагрузки λ непрерывно возрастает и выходит на насыщение (кривые 2).

Поведение сплава Fe – Ni аналогично (рис. 6).

Следует отметить, что по новой методике удается оценить трещиностойкость достаточно пластичных материалов. На рис. 7 приведены последовательные картины разрушения образцов пластичного сплава 12ГБА (а) и сплава Fe – Ni (б). По увеличению ширины надреза видно, что материал в зоне распространения трещины испытывает сильную пластическую деформацию, причем степень пластической деформации сплава 12ГБА существенно выше, чем сплава Fe – Ni.

Дополнительную информацию дают картины поверхностей разрушения, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа. На рис. 8 представлены поверхности разрушения УМЗ сплавов ВТ6 и 12ГБА. При большом увеличении видно, что поверхность разрушения УМЗ сплава ВТ6 представляет собой пластически деформированный материал со сложной пористой структурой (рис. 8, а, б).

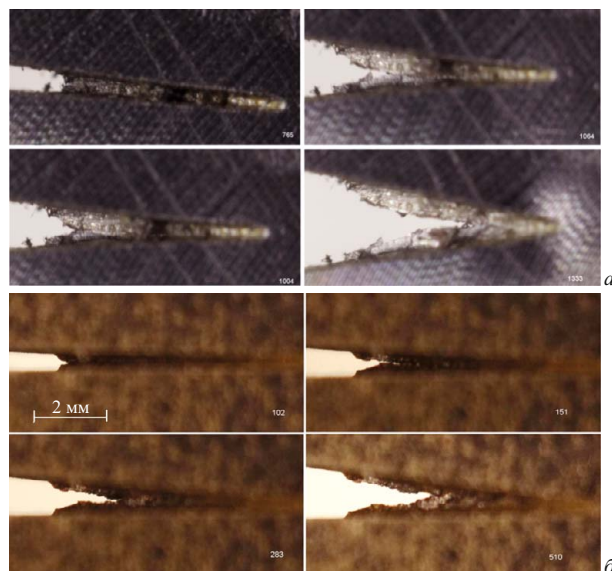


Рис. 7. Картины разрушения сплава 12ГБА (а) и Fe – Ni (б) в зоне шевронного надреза

В сплаве 12ГПА вязкий характер разрушения выражен особенно сильно (рис. 8, в, г). Наряду с порами размером порядка 50 мкм и более, источником зарождения которых являются изначально присутствующие микровыделения, в материале содержится высокая концентрация пор размером не более 10 мкм.

Проведенные исследования показали, что при нагружении образцов с шевронным надрезом пластическая деформация может в случае пластичных материалов намного превысить величину смещений, обусловленных увеличением податливости образца. Подобное наблюдается в трубной стали 12ГБА и стали Fe – Ni в УМЗ состоянии (см. таблицу).

Распространение трещины контролируется двумя конкурирующими процессами. С одной стороны, пластическая деформация существенно уменьшает концентрацию напряжений в окрестности устья трещины [8] и тем самым тормозит развитие трещины. С другой стороны, с увеличением длины трещины концентрация напряжений на ее конце повышается. По мере нагружения возрастает скорость распространения тре-

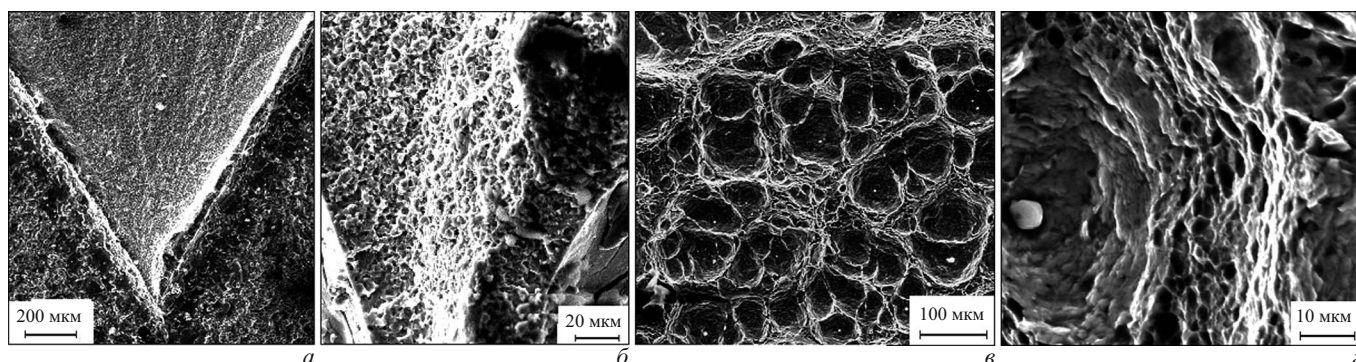


Рис. 8. Поверхности разрушения УМЗ сплавов ВТ6 (а, б) и 12ГБА (в, г)

щины и уменьшается расход энергии на пластическую деформацию. По этой причине удельная энергия разрушения материала в процессе нагружения тоже становится меньше (см. рис. 5 и 6).

С позиции представлений физической мезомеханики возникновение трещины трактуется как результат двухфазного распада сильнонеравновесного материала, одна из фаз которого представляет собой поры и несплошности [9]. Подобные эффекты могут возникать в локальных зонах гидростатического растяжения, которые характеризуются увеличенным молярным объемом. Материал с УМЗ структурой уже находится в сильно неравновесном состоянии с увеличенным в среднем молярным объемом. С другой стороны, граничные условия нагружения обеспечивают на конце шевронного надреза напряженное состояние с высоким уровнем нормальных растягивающих напряжений, способствуя дальнейшему увеличению молярного объема исследуемых материалов.

Наблюдения показывают, что структура поверхностей исследованных сплавов с УМЗ структурой действительно представляет собой локальные зоны сильно деформированного материала с высокой концентрацией пор. Подобная структура не может быть организована с помощью лишь кристаллографических сдвигов по плоскостям плотной упаковки решетки. Это свидетельствует о существенной роли поворотных мод деформации при зарождении и формировании трещины.

ЛИТЕРАТУРА

1. Deryugin E. E., Suvorov B. I. Defining the Fracture Toughness for small-sized Samples of Materials with Submicrostructure [Электронный ресурс] / Proc. Eur. Conf. Fracture 19, Kazan, Russia, 2012. — Kazan: Kazan Sci. Center RAS, 2012. CD-ROM. P. 1 – 4.
2. Дерюгин Е. Е., Панин В. Е., Суворов Б. И., Деревягина Л. С., Третьяков Н. В. Характеристики трещиностойкости малоразмерных образцов с ультрамелкозернистой структурой / ЛII Международная конференция «Актуальные проблемы прочности»: Уфа, 4 – 8 июня 2012 г. С. 214.
3. Barker L. M. Theory for determining K_{Ic} from small, non-LEFM specimens, supported by experiments on aluminum / Int. J. of Fracture. 1979. Vol. 16. N 6. P. 515 – 536.
4. Wang C. T., Pillar R. M. Short-rod elastic-plastic fracture toughness test using miniature specimens / J. Mater. Sci. 1989. N 24. P. 2391 – 2400.
5. Grant T. J., Weber L., Mortensen A. Plasticity in Chevron-notch fracture toughness testing / Eng. Fracture Mech. 2000. N 67. P. 263 – 276.
6. Дроздовский Б. А., Полищук Т. В., Волков В. П. Шевронный надрез как средство уменьшения толщины образца при определении величины K_{Ic} / Заводская лаборатория. 1987. Т. 53. № 6. С. 74 – 76.
7. Броек Д. Основы механики разрушения. — М: Высшая школа, 1980.
8. Дерюгин Е. Е., Ласко Г. В. Модифицированная модель трещины Гриффитса / Прикл. мех. и теор. физика. 1998. № 6. С. 132 – 141.
9. Панин В. Е., Егорущкин В. Е., Панин А. В. Роль локальных наноструктурных состояний в пластической деформации и разрушении твердых тел / Физ. мезомех. 2012. Т. 15. № 5. С. 5 – 18.

REFERENCES

1. Deryugin E. E., Suvorov B. I. Defining the Fracture Toughness for small-sized Samples of Materials with Submicrostructure [online] / Proc. Eur. Conf. Fracture 19, Kazan, Russia, 2012. — Kazan: Kazan Sci. Center RAS, 2012. CD-ROM. P. 1 – 4.
2. Deryugin E. E., Panin V. E., Suvorov B. I., Derevyagina L. S., Tret'yakov N. V. Kharakteristiki treshchinostoykosti malorazmernykh obraztsov s ul'tramelkozernistoi strukturoi [Crack resistance properties of small-sized ultrafinegrained structure specimens] / LII International Conference "Actual Problems of Strength": Ufa, 4 – 8 June 2012. P. 214 [in Russian].
3. Barker L. M. Theory for determining K_{Ic} from small, non-LEFM specimens, supported by experiments on aluminum / Int. J. of Fracture. 1979. Vol. 16. N 6. P. 515 – 536.
4. Wang C. T., Pillar R. M. Short-rod elastic-plastic fracture toughness test using miniature specimens / J. Mater. Sci. 1989. N 24. P. 2391 – 2400.
5. Grant T. J., Weber L., Mortensen A. Plasticity in Chevron-notch fracture toughness testing / Eng. Fracture Mech. 2000. N 67. P. 263 – 276.
6. Drozdovskii B. A., Polishchuk T. V., Volkov V. P. Shevronnyi nadrez kak sredstvo umen'sheniya tolshchiny obraztsa pri opredelenii velichiny K_{Ic} [Chevron notch as the mean to decreasing of the probe thickness at K_{Ic} defining] / Zavod. Lab. 1987. Vol. 53. N 6. P. 74 – 76 [in Russian].
7. Broek D. Elementary fracture mechanics. — Moscow: Vysshaya shkola, 1980 [Russian translation].
8. Deryugin E. E., Lasko G. V. Modifitsirovannaya model' treshchiny Griffit-sa [Modified model of Griffith Crack] / Prikl. Mekh. Teor. Fiz. 1998. N 6. P. 132 – 141 [in Russian].
9. Panin V. E., Egorushkin V. E., Panin A. V. Rol' lokal'nykh nanostrukturnykh sostoyanii v plasticheskoi deformatsii i razrushenii tverdykh tel [The role of local nanostructural states in plastic deformation and fracture of solids] / Fiz. Mezomekh. 2012. Vol. 15. N 5. P. 5 – 18 [in Russian].