

А. А. Каминский, С. Б. Нижник

## О прогнозировании характера анизотропии трещиностойкости стареющих металлических материалов

(Представлено академиком НАН Украины В. Д. Кубенко)

*An approach is developed and experimentally validated to estimate and to predict an anisotropy of the crack-resistance characteristic  $K_{1C}$  of plastically anisotropic ageing alloys acted by processes of technological deformation (rolling) and strengthening heat treatment. The crack-resistance anisotropy is studied with allowance for the influence of the anisotropy indices of structural parameters of the material on the planes of the growth of a mode I crack under loading in the directions of rolling, transverse, and normal to the rolling plane.*

В данной работе развивается структурно-механический подход к оценке и прогнозированию анизотропии трещиностойкости стареющих сплавов с начальной анизотропией прочностных и пластических свойств, обусловленной совокупным воздействием процессов технологического деформирования (проката) и термической обработки. Учитывается влияние на трещиностойкость структурной анизотропии материала в плоскостях распространения фронта трещины нормального отрыва (mode I) и в пластической зоне у ее вершины при различных направлениях нагружения.

Апробация подхода проведена на стареющих алюминиевых сплавах, структурная анизотропия которых проявляется в сохранении после завершающей термообработки — упрочняющего старения, характерной для технологического деформирования неравноосности зерен матричной фазы и в преимущественном выделении по их границам частиц упрочняющих фаз.

**Постановка задачи.** Развита предложенный ранее [1–4] вариант модели Хана и Розенфилда, направленный на оценку характеристики трещиностойкости  $K_{1C}$  изотропных дисперсионно-твердеющих металлических материалов (сталей феррито-перлитного, мартенситного и мартенситностареющего классов) по данным одноосного растяжения образцов без трещин. В предложенном подходе учитывалось среднее расстояние между частицами упрочняющих фаз в недеформированном материале, определяющее размер концевой зоны трещины.

При распространении такого подхода на пластически анизотропный стареющий металлический материал проводится обоснование зависимости показателей анизотропии трещиностойкости от структурной анизотропии материала — вытянутости (в направлении проката) зерен матричной фазы и связанной с ней различной относительной плотности частиц упрочняющих фаз, выделяющихся преимущественно по их границам на плоскостях распространения трещины [5]. При этом критический коэффициент интенсивности напряжений  $K_{1C}$  может быть описан выражением

$$(K_{1C})_{MN} = [2E_M(\sigma_T)_{Mx_0(mn)}]^{1/2}. \quad (1)$$

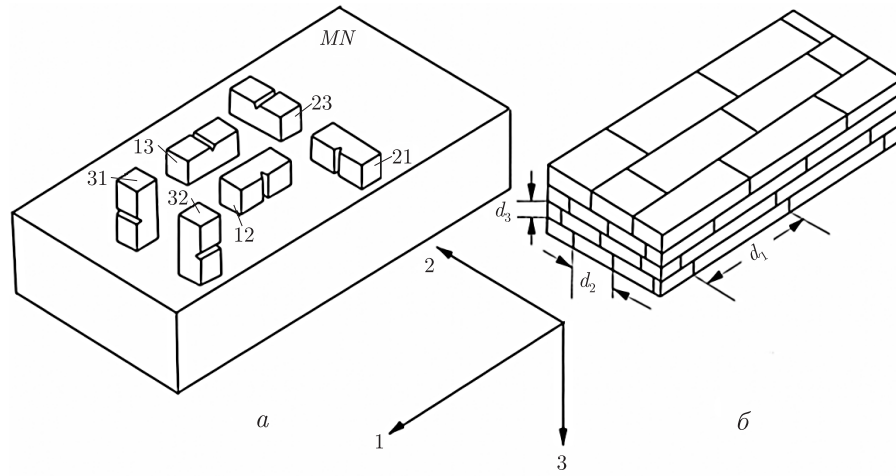


Рис. 1. Схема вырезки из прокатанной плиты образцов на внецентренное растяжение (а) и фрагмента структурно анизотропного материала (б)

В выражении (1) в соответствии со схемой вырезки из рассматриваемого объекта — прокатанной плиты, образцов на внецентренное растяжение типа 12, 21, 13, 31, 23, 32 (рис. 1, а) [5, 6] приняты следующие обозначения. Первая буква у характеристики  $(K_{1C})_{MN}$   $M = 1, 2, 3$ , означает соответственно продольное, поперечное и нормальное направление действующей силы, совпадающее с направлением проката, поперечным направлением и нормалью к плоскости проката соответственно. Вторая буква  $N$  означает направление распространения трещины нормального отрыва в соответствующей плоскости  $(mn) = (23), (13), (32), (12), (31), (21)$ ,  $x_{0(mn)}$  — размерный параметр концевой зоны трещины в плоскости ее распространения;  $E_M$  и  $(\sigma_T)_M$  — модуль упругости и предел текучести материала при одноосном растяжении стандартных образцов без трещин в продольном ( $M = 1$ ), поперечном ( $M = 2$ ) и нормальном ( $M = 3$ ) направлениях.

Схема фрагмента рассматриваемого объекта с выраженной неравноосностью зерен матричной фазы показана на рис. 1, б.

Показатели анизотропии трещиностойкости  $(K_{1C})_{21}/(K_{1C})_{12}$  и  $(K_{1C})_{31}/(K_{1C})_{12}$  для упруго-изотропного материала ( $E_1 = E_2 = E_3$ ) описываются следующими выражениями:

$$\frac{(K_{1C})_{21}}{(K_{1C})_{12}} = \left[ \frac{(\sigma_T)_2}{(\sigma_T)_1} (1 - \varepsilon)^{1/3} \right]^{1/2}; \quad (2)$$

$$\frac{(K_{1C})_{31}}{(K_{1C})_{12}} = \left[ \frac{(\sigma_T)_3}{(\sigma_T)_1} (1 - \varepsilon)^{2/3} \right]^{1/2}, \quad (3)$$

где  $\varepsilon = (F_0 - F)/F_0$  — величина предварительной технологической деформации,  $F_0$  и  $F$  — начальная и конечная площадь поперечного сечения рассматриваемого объекта.

В общем виде зависимости (2) и (3) можно выразить таким образом:

$$\alpha_M \frac{(K_{1C})_{MN}}{(K_{1C})_{12}} = [(1 - \varepsilon)^{k/3}]^{1/2}, \quad (4)$$

где  $\alpha_M = [(\sigma_T)_1/(\sigma_T)_M]^{1/2}$ ;  $M = 2, MN = 21$  при  $k = 1$  и  $M = 3, MN = 31$  при  $k = 2$ .

Вывод соотношений (2) и (3) базируется на экспериментально обоснованной пропорциональной связи размерных параметров пластической зоны у вершины трещины  $x_{0(mn)}$  с расстояниями между частицами упрочняющих фаз на соответствующих плоскостях  $(mn)$  объекта  $\lambda_{0(mn)}$ , а также на функциональной связи параметра  $\lambda_{0(mn)}$  с плотностью частиц упрочняющих фаз  $f_{c(mn)}$  [5].

Учитывая, что преимущественное выделение этих частиц при завершающей термообработке стареющих сплавов — упрочняющем старении, происходит по границам зерен матричной фазы, можно допустить, что относительная плотность указанных частиц по границам зерен, параллельным плоскостям  $(mn)$ , пропорциональна зависящей от величины  $\varepsilon$  площади этих границ на соответствующих плоскостях  $(mn)$ , отнесенной к суммарной площади границ зерен в единице объема  $A_{(mn)}$ .

Вид этой зависимости

$$A_{(mn)} = \frac{(1 - \varepsilon)^q}{[(1 - \varepsilon)^2 + (1 - \varepsilon) + 1]}, \quad (5)$$

где  $q = 2, 1$  и  $0$  соответственно для  $(mn) = (23), (13)$ , и  $(12)$ , определяется в соответствии с условием постоянства объема пластически деформированных металлов и принципом Тейлора–Поляни, согласно которым

$$d_0^3 = d_1 d_2 d_3; \quad d_1 = d_0(1 - \varepsilon)^{-1}, \quad d_3 = d_0(1 - \varepsilon). \quad (6)$$

Здесь  $d_0, d_1, d_2$  и  $d_3$  — размеры зерна до ( $d_0$ ) и после технологической деформации материала  $\varepsilon$  в продольном ( $d_1$ ), поперечном ( $d_2$ ) и нормальном ( $d_3$ ) направлениях. Различные для плоскостей  $(mn) = (23), (13)$  и  $(12)$  функциональные связи с величиной  $\varepsilon$  размера зерна матричной фазы и относительной плотности частиц упрочняющих фаз — выражения (5), (6), обуславливают различную вероятность попадания в пластическую зону и разрушения последних на пути движения трещины, а следовательно, и анизотропию трещиностойкости.

**Экспериментальная проверка развиваемых представлений о формировании анизотропии трещиностойкости.** Построены графические выражения зависимости

$$[(1 - \varepsilon)^{k/3}]^{1/2} - \varepsilon, \quad (4')$$

(рис. 2), полученные на основе соотношения (4) для  $k = 1$  и  $k = 2$  — соответственно кривые I и II. Достоверность этих кривых обосновывали путем исследования их соответствия экспериментальным значениям механических характеристик, входящих в выражения (2), (3), (4), с учетом их зависимости от величины  $\varepsilon$

$$\alpha_M \frac{(K_{1C})_{MN}}{(K_{1C})_{12}} - \varepsilon. \quad (4'')$$

Для этого была проведена систематизация (в направлении роста  $\varepsilon$ ) приведенных в работах [7–9] промышленных алюминиевых сплавов по характеристикам их прочности и трещиностойкости  $(\sigma_T)_M$  и  $(K_{1C})_{MN}$  в трех взаимно перпендикулярных направлениях. Предшествующие механическим испытаниям материала плит термомеханические воздействия включали прокат, закалку и упрочняющее — естественное ( $T$ ) и искусственное при различных температурно-временных режимах ( $T1, T651, T7651, T73651$ ) старение — сплавы 1–9 на рис. 2. Величину  $\varepsilon$  определяли по формулам (2) и (3) для соответствующих показателей анизотропии приведенных в [7–9] механических характеристик.

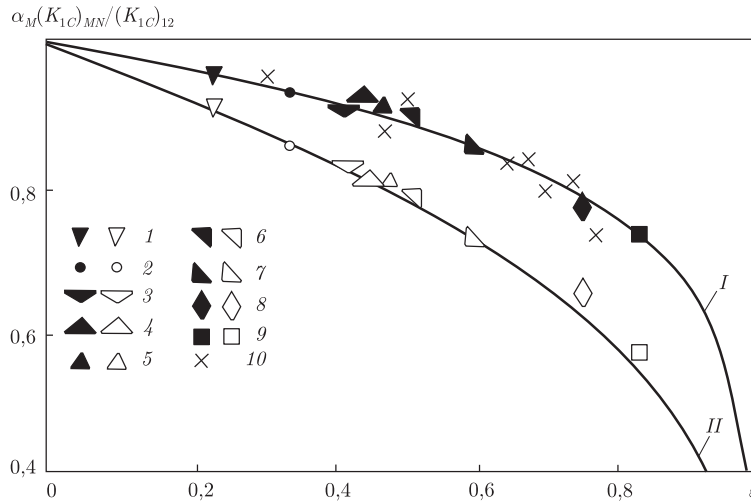


Рис. 2. Графическое выражение зависимостей (4') (кривые I, II) и их экспериментальная апробация согласно зависимостям (4'') для алюминиевых сплавов

Величину  $\varepsilon$  также определяли по данным металлографического анализа размера зерна матричной фазы  $d_M$  для тонколистового проката из сплавов Д16 и В95 [10] при использовании формулы  $\varepsilon = 1 - (d_3/d_1)^{1/2}$  — выражения (6).

Из представленных на рис. 2 данных видно, что для большинства из рассматриваемых сплавов 2014-Т651 (1); Д16Т (2); АК4-1(Т1) (3); Д20(Т1) (4); АК4-1(Т1) (5); 7050-Т73 651 (6); 7075-Т7651 (7); 7075 — Т1 (8) Д16Пч(Т) (9); Д16 и В95 (10) получено удовлетворительное согласование экспериментальных данных с графическими выражениями зависимости (4') — кривые I и II. На рис. 2 соответственно пронумерованы значки 1–10. Темные значки относятся к кривой I ( $MN = 21, k = 1$ ), светлые — к кривой II ( $MN = 31, k = 2$ ).

Возрастающий темп снижения показателя анизотропии трещиностойкости  $(K_{1C})_{MN}/(K_{1C})_{12}$  с ростом  $\varepsilon$  при изменении направления нагружения от продольного к поперечному и нормальному свидетельствует о повышении анизотропии трещиностойкости с ростом структурных параметров охрупчивания — размера зерна  $d_M$  и относительной плотности частиц упрочняющих фаз на поверхности трещины при изменении  $(mn)$  от (23) к (13) и (12) соответственно (рис. 1, б).

При этом отмечается одновременное снижение показателей прочности  $(\sigma_T)_M, (\sigma_B)_M$ , пластичности  $\delta_M, \psi_M$  и трещиностойкости  $(K_{1C})_{MN}$ , что подтверждается данными табл. 1 на примере сплавов 1 Д16Пч(Т) (9) на рис. 2 и 2 7075 [7]. Для этих сплавов модуль упругости  $E(E_1 = E_2 = E_3)$  составляет соответственно  $69,3 \cdot 10^3$  и  $67,5 \cdot 10^3$  МПа.

Таблица 1. Механические характеристики алюминиевых сплавов Д16Пч(Т) (1) и 7075 (2) в зависимости от ориентации образцов в прокатанной плите

M	$(\sigma_T)_M$ , МПа			$(\sigma_B)_M$ , МПа			$\delta_M$ , %			$\psi_M$ , %		
	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
Сплав 1	440	400	370	670	590	500	16,1	15,7	8,3	17,8	17,6	11,6
Сплав 2	482	466	433	554	547	507	10,8	7,4	2,6	—	—	—
$(K_{1C})_{MN}$ , МПа · м <sup>1/2</sup>												
$MN(mn)$	12(23)		13(32)		21(13)		23(31)		31(12)		32(21)	
Сплав 1	61		—		43		—		32		—	
Сплав 2	56,1		63		42,7		54,3		36,4		39,1	

Отличительной особенностью алюминиевых сплавов является отсутствие заметного влияния кристаллографической текстуры проката на их механические свойства. Об этом свидетельствует наблюдаемое для сплава 7075 изменение численных значений  $K_{1C}$  лишь на 4...12% при изменении направления распространения трещины в определенной плоскости  $(mn) = (23)$  и  $(32)$ ,  $(13)$  и  $(31)$ ,  $(12)$  и  $(21)$  (табл. 1). В то же время для титанового сплава с совершенной кристаллографической текстурой проката соответствующее изменение  $K_{1C}$  составляет 60...80% [6].

Для рассматриваемых образцов типа  $MN = 12$  и  $21$  происходит, главным образом, вязкое разрушение материала путем образования микротрещин преимущественно около частиц упрочняющих фаз и их разрушения в области интенсивных пластических деформаций у поверхности трещины [1, 2]. Для образцов типа  $MN = 31$  при интенсивном росте  $d_1(\varepsilon)$  возможна смена механизма разрушения на плоскостях, параллельных плоскости проката, от преимущественно вязкого по телу зерен — к квазихрупкому по их границам [1, 7]. При этом усиливается зернограничная сегрегация частиц упрочняющих фаз, что повышает вероятность межзеренного разрушения и расслоения материала.

Из изложенного следует, что на основе развитого структурно-механического подхода могут быть проведены оценка и прогнозирование показателя анизотропии трещиностойкости  $K_{1C}$  рассматриваемого типа структурно анизотропных стареющих сплавов по данным об анизотропии их пределов текучести при одноосном растяжении образцов без трещин и величине технологической деформации, определение которой может быть осуществлено при использовании метода металлографического анализа структуры материала в плоскости  $(mn) = (13)$ .

1. Каминский А. А., Нижник С. Б. Исследование закономерностей изменения пластической зоны у края трещины и характеристик трещиностойкости металлических материалов в зависимости от их структуры (Обзор) // Прикл. механика. – 1995. – **31**, № 10. – С. 3–27.
2. Каминский А. А., Нижник С. Б., Усикова Г. И. Взаимосвязь структуры пластической зоны у вершины трещины с исходной структурой и трещиностойкостью стали // Металлофизика и новейшие технологии. – 2001. – **23**, № 11. – С. 1483–1499.
3. Nizhnik S. B., Usikova G. I. Law of influence of structural characteristics on the strength and crack-resistance of ageing metallic materials // Int. Appl. Mech. – 2005. – **41**, No 1. – P. 70–77.
4. Bastun V. N., Nizhnik S. B., Usikova G. I. Structural approach to enhance the fracture resistance of high-strength metallic materials // Ibid. – 2006. – **42**, No 8. – P. 904–912.
5. Нижник С. Б. Исследование трещиностойкости пластически анизотропных металлических материалов // Прикл. механика. – 1999. – **35**, № 4. – С. 87–94.
6. Bowen A. W. The influence of crystallographic orientation on the fracture toughness of strongly textured Ti–6Al–4V // Acta Metallurgica. – 1978. – **26**. – P. 1423–1433.
7. Микляев П. Г., Фридман Я. Б. Анизотропия механических свойств металлов. – Москва: Металлургия, 1986. – 225 с.
8. Ковчик С. Е., Морозов Е. М. Характеристики кратковременной трещиностойкости материалов и методы их определения: Справ. пос. / Под общ. ред. В. В. Панасюка. – Киев: Наук. думка, 1988. – Т. 3. – 436 с.
9. Херцберг Р. В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов. – Москва: Металлургия, 1989. – 570 с.
10. Телешов В. В., Нешпор Г. С., Армягов А. А. Влияние структуры на анизотропию вязкости разрушения листов из сплавов типа Д16 и В95 // Физ.-хим. механика материалов. – 1984. – № 5. – С. 40–45.