

Особенности формирования анизотропии характеристик сопротивляемости разрушению в зависимости от типа текстуры деформации конструкционных сплавов

С. Б. Нижник, Е. А. Дмитриева

Институт механики им. С. П. Тимошенко НАН Украины, Киев, Украина

fract@inmech.kiev.ua

Обоснованы различные для алюминиевых и α - и псевдо- α -сплавов титана (соответственно со структурной и кристаллографической текстурой проката) закономерности формирования анизотропии прочности и сопротивляемости разрушению в зависимости от величины технологической деформации при изменении направлений нагружения и распространения трещины нормального отрыва. Проведена единая для двух типов текстуры проката классификация титановых сплавов по признаку номинальных кристаллографических систем скольжения, обуславливающих различные уровни сопротивляемости разрушению. Рассмотрен механизм текстурного упрочнения тонколистового проката при плоском напряженном состоянии.

Ключевые слова: алюминиевые и α - и псевдо- α -сплавы титана, аустенитная сталь, анизотропия механических характеристик, структурная и кристаллографическая текстура краевого и центрального типа.

Введение. Исследованию анизотропии характеристик прочности и трещиностойкости конструкционных металлов при воздействии процессов технологического деформирования (прокат, ковка, штамповка и др.) и упрочняющей термической обработки посвящены работы [1–3]. Указанные термо-механические воздействия широко используются для формообразования высоконапряженных элементов конструкций современной техники. При этом актуальной остается задача оптимизации температурно-силовых условий реализации технологических процессов применительно к определенным классам конструкционных металлов для обеспечения заданной анизотропии характеристик прочности и трещиностойкости материала с целью повышения эксплуатационной надежности изготавливаемых изделий.

Одно из направлений развития таких исследований заключается в установлении закономерностей изменения анизотропии характеристик сопротивляемости пластическому деформированию и разрушению конструкционных сплавов в зависимости от их структурной неоднородности, включающей структурную текстуру и различные типы кристаллографической текстуры деформации материала [4–7]. Структурная текстура отражает направленное изменение формы, размера и ориентировки зерен и субзерен матричных фаз, а для стареющих сплавов также плотности распределения дисперсных частиц упрочняющих фаз по границам структурных элементов на плоскостях распространения трещины. Такая текстура характерна преимущественно для металлов с гранцентрированной кубической (ГЦК) и объемноцентрированной (ОЦК) кристаллической решеткой, которые отличаются большим числом активных систем скольжения.

Кристаллографическая текстура отражает предпочтительную кристаллографическую ориентировку кристаллитов, ограничивающую число активных плоскостей скольжения в определенных направлениях распространения трещины, а следовательно, и способность материала к развитию в этих направлениях пластической зоны у ее вершины, что обуславливает соответствующее снижение трещиностойкости. Влияние кристаллографической текстуры материала на анизотропию его трещиностойкости существенно усиливается для металлов и сплавов с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) кристаллической решеткой матричной фазы, у которых число активных систем скольжения значительно меньше по сравнению с металлами с ГЦК- и ОЦК-кристаллической решеткой [7, 8].

Особенности влияния каждого из указанных видов структурной неоднородности материала на анизотропию показателей сопротивляемости разрушению изучены недостаточно. Это не позволяет установить общие закономерности ее проявления с учетом величины предварительной пластической деформации, характера легирования и содержания примесных атомов, оказывающих влияние как на структурную текстуру, так и на кристаллографические системы скольжения, включающие плоскости и направления распространения трещины, которые определяют механизм пластического деформирования и разрушения материала.

Цель данной работы – проанализировать и систематизировать результаты исследования влияния анизотропии структурных параметров и основных кристаллографических систем скольжения на плоскостях распространения трещины нормального отрыва на анизотропию показателей прочности и сопротивляемости разрушению ряда прокатанных конструкционных сплавов с ГЦК- и ГПУ-кристаллической решеткой матричной фазы. Проводится сопоставление механических эффектов текстурного и структурного упрочнения этих металлов с изученными ранее [6, 9–11] для ГЦК-металлов при одно- и двухосном растяжении.

1. Объекты исследования и основные показатели их деформационной анизотропии. Исследование проведено преимущественно на ГПУ-металлах – α - и псевдо- α -сплавах титана, для которых рассмотрены два типа кристаллографической текстуры проката, определяющие, главным образом, характер анизотропии показателей их прочности и сопротивляемости разрушению. Для выявления особенностей деформационной анизотропии механических характеристик рассматриваемых сплавов обобщены ранее полученные результаты исследования материалов с ГЦК-кристаллической решеткой матричной фазы – ряд алюминиевых сплавов с присущей им структурной текстурой проката [6] и аустенитных сталей, термообработанных после проката и пластически деформированных в условиях линейного и плоского напряженного состояния [9–11].

В зависимости от направления нагружения M и распространения трещины N характеристики сопротивляемости разрушению (критический коэффициент интенсивности напряжений $(K_{Ic})_{MN}$, ударная вязкость $(KCU)_{MN}$ и работа разрушения $(KCV)_{MN}$) определяли на образцах типа $MN = 12, 21, 13, 31, 23, 32$ в соответствии со схемой вырезки их из рассматриваемого прокатанного объекта (рис. 1,а [7, 12]). Для исследуемых характеристик $M = 1, 2, 3$

обозначает продольное, поперечное и нормальное к плоскости проката направление действующей силы, $N = m$ – направление распространения трещины нормального отрыва в соответствующей плоскости $(mn) = (23), (13), (32), (12), (31), (21)$.

Характеристики прочности (E_M и $(\sigma_T)_M, (\sigma_B)_M$ – модуль упругости и пределы текучести и прочности) и пластичности (δ_M – относительное удлинение) материала определяли при одноосном растяжении стандартных образцов без трещин, вырезанных в направлениях M [1, 2].

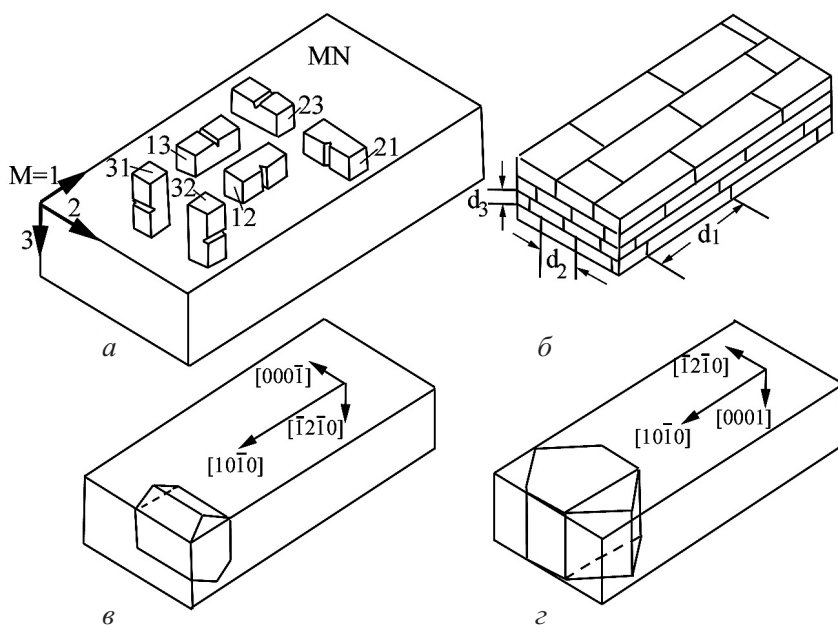


Рис. 1. Схемы вырезки образцов типа MN из прокатанной плиты (а) и фрагменты рассматриваемых объектов со структурной (б) и кристаллографической текстурой проката (в, з).

Схема фрагмента структурно-текстурированного алюминиевого сплава с выраженной неравноосностью зерен матричной фазы, связанной с зависимостью их размера d_M от направления проката $M(d_1 > d_2 > d_3)$, показана на рис. 1,б.

Схема фрагмента толстолистого титанового сплава после проката и отжига с совершенной кристаллографической текстурой краевого типа приведена на рис. 1,в. Для такой текстуры плоскость базиса $(mn) = (hkil) = (0001)$ перпендикулярна к плоскости проката $(hkil) = (\bar{1}2\bar{1}0)$ и параллельна направлению проката $M = 1 = [HKIL] = [10\bar{1}0]$ при поперечном направлении ($M = 2 = [HKIL] = [000\bar{1}]$) с нормалью к плоскости проката ($M = 3 = [HKIL] = [\bar{1}2\bar{1}0]$).

Схема фрагмента тонколистового проката титанового сплава с совершенной базисной текстурой центрального типа представлена на рис. 1,з. Для такой текстуры плоскость базиса $(mn) = (hkil) = (0001)$ параллельна плоскости и направлению проката ($M = 1 = [HKIL] = [10\bar{1}0]$) при поперечном направлении ($M = 2 = [HKIL] = [\bar{1}2\bar{1}0]$) с нормалью к плоскости проката ($M = 3 = [HKIL] = [0001]$).

2. Результаты исследования и их обсуждение. Последовательно проанализируем закономерности формирования анизотропии характеристик прочности и сопротивляемости разрушению рассматриваемых сплавов с учетом анизотропии параметров их структуры и кристаллографических систем скольжения, зависящих от величины пластической деформации.

2.1. Структурная текстура проката алюминиевых сплавов. Ранее [6, 13] был предложен подход к оценке анизотропии трещиностойкости стареющих сплавов с ГЦК-кристаллической решеткой матричной фазы со структурной текстурой проката. При его распространении на упругоизотропные алюминиевые сплавы проведено обоснование зависимости характеристики K_{1c} от совокупного влияния составляющих структурной текстуры: зависящей от величины технологической деформации ε вытянутости (в направлении проката) зерен матричной фазы и связанной с ней различной относительной плотности частиц упрочняющих фаз, которые выделяются преимущественно по их границам на плоскостях распространения трещины нормального отрыва [14].

При этом показатели анизотропии трещиностойкости $(K_{1c})_{21}/(K_{1c})_{12}$ и $(K_{1c})_{31}/(K_{1c})_{12}$ описываются следующим выражением:

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

где $\alpha_M = [(\sigma_T)_1/(\sigma_T)_M]^{1/2}$; $M = 2$, $MN = 21$ при $k = 1$ и $M = 3$, $MN = 31$ при $k = 2$; ε – величина предварительной технологической деформации, $\varepsilon = (F_0 - F)/F_0$; F_0 и F – начальная и конечная площадь поперечного сечения рассматриваемого объекта; k – показатель степени.

Достоверность подхода обосновывали путем исследования соответствия графических выражений $[(1 - \varepsilon)^{k/3}]^{1/2} - \varepsilon$ при $k = 1$ и 2 (рис. 2,а) функции экспериментальных значений механических характеристик, входящей в выражение (1), с учетом ее зависимости от величины ε на примере ряда промышленных алюминиевых сплавов.

Величину технологической деформации ε определяли по данным металлографического анализа размера зерна матричной фазы d_M ($M = 1, 3$) в плоскости $(mn) = (13)$ по формуле [6]

$$\varepsilon = 1 - (d_3/d_1)^{1/2}, \quad (2)$$

а также с использованием формул (1.1)–(1.6), приведенных в работе [6].

Наблюдаемый на рис. 2,а возрастающий темп снижения показателя анизотропии трещиностойкости $(K_{1c})_{MN}/(K_{1c})_{12}$ с повышением ε при изменении направления нагружения от продольного к поперечному и нормальному ($MN = 12, 21$ и 31) обусловлен снижением трещиностойкости материала с увеличением структурных параметров охрупчивания в направлении распространения трещины при изменении (mn) от (23) к (13) и (12). Для образцов типа $MN = 12, 21$ наблюдается, главным образом, вязкое разрушение материала вследствие образования микротрещин преимущественно около частиц

упрочняющих фаз и их разрушения в области интенсивных пластических деформаций у поверхности трещины [14]. Для образцов типа $MN = 31$ возможна смена механизма разрушения на плоскостях, параллельных плоскости проката, от преимущественно вязкого по телу зерен к квазихрупкому по их границам. При этом усиливается зернограничная сегрегация частиц упрочняющих фаз, в результате чего увеличивается вероятность межзеренного разрушения и повышается температура хладноломкости материала до температуры испытания (20°C).

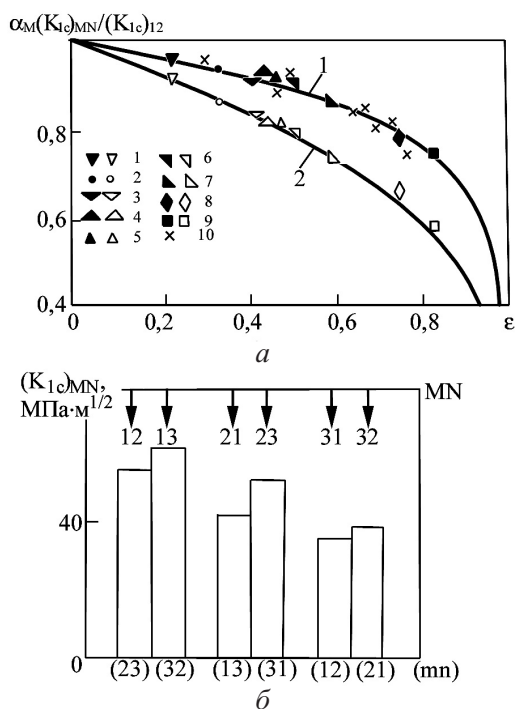


Рис. 2. Графическое выражение и экспериментальное обоснование зависимости (1) – кривые 1 и 2 (а) и численные значения характеристики K_{Ic} сплава 7075 для двух направлений распространения трещины N в каждой из трех пар однотипных плоскостей (mn) при изменении M от 1 к 2 и 3 (б): 1 – 2014-T651; 2 – Д16Т; 3 – АК4-1(T1); 4 – Д20(T1); 5 – АК4-1(T1); 6 – 7050-T73651; 7 – 7075-T7651; 8 – 7075-T1; 9 – Д16Пч(T); 10 – Д16 и В95 [1, 15, 16].

2.2. Кристаллографическая текстура проката краевого типа (I) и базисная текстура центрального типа (II) титановых сплавов. Проанализированы результаты исследования характеристик прочности и сопротивляемости разрушению ГПУ-металлов на примере титановых сплавов Ti-6Al-4V, BT5-1 и OT4 в зависимости от направления нагружения и типа кристаллографической текстуры проката [1, 2, 7, 12]. Рассмотрены толстолистовой прокат (толщина 57 мм) с последующим отжигом при 700°C из сплава Ti-6Al-4V с совершенной текстурой краевого типа (I) и тонколистовой прокат (толщина 2 и 3 мм) из сплавов BT5-1 и OT4 с совершенной базисной текстурой центрального типа (II), формирующейся в процессе проката пластин исходной толщины 6 мм (суммарное обжатие $\epsilon = 85\%$), с последующей закалкой от 900°C и упрочняющей термообработкой при 670°C .

2.2.1. Особенности проявления анизотропии механических характеристик в зависимости от типа кристаллографической текстуры. В табл. 1 приведены данные сравнения характеристик прочности E_M , $(\sigma_T)_M$, $(\sigma_B)_M$ и пластичности δ_M алюминиевого 7075 [6] и титановых Ti-6Al-4V (I) и OT4 (II) сплавов с указанными для последних кристаллографическими направлениями действующей силы M – [HKIL].

Т а б л и ц а 1

Характеристики прочности и пластичности сопоставляемых алюминиевого и титановых сплавов с указанием направления нагружения M и его кристаллографической ориентации [HKIL]

| Механические характеристики | Алюминиевый сплав 7075 | | | Титановые сплавы | | | | |
|-----------------------------|------------------------|-----|-----|--------------------|----------|------------------------------|--------------------|------------------------------|
| | M | | | Ti-6Al-4V | | | OT4 | |
| | | | | M – [HKIL] | | | | |
| | 1 | 2 | 3 | 1-[10 $\bar{1}$ 0] | 2-[0001] | 3-[$\bar{1}$ 2 $\bar{1}$ 0] | 1-[10 $\bar{1}$ 0] | 2-[$\bar{1}$ 2 $\bar{1}$ 0] |
| $E_M \cdot 10^{-3}$, МПа | 67 | 68 | 67 | 110 | 141 | 112 | 109 | 115 |
| $(\sigma_T)_M$, МПа | 482 | 466 | 433 | 929 | 1009 | 885 | 662 | 765 |
| $(\sigma_B)_M$, МПа | 554 | 547 | 507 | 977 | 1034 | 915 | 795 | 785 |
| δ_M , % | 10,8 | 7,4 | 2,6 | 11,0 | 12,5 | 5,0 | 20 | 21,5 |

В табл. 2 представлены результаты сравнения характеристик трещиностойкости и сопротивляемости разрушению (K_{1c} , KCV , KCU) алюминиевого сплава 7075 со структурной текстурой (1) и титановых сплавов Ti-6Al-4V, VT5-1 и OT4 соответственно с кристаллографической текстурой краевого типа (2-I) и базисной текстурой (3-II) и (4-II) в зависимости от схемы нагружения (рис. 1,а) с указанием для титановых сплавов кристаллографических ориентировок номинальных плоскостей и направлений распространения трещины (hki)/[HKIL].

Ранее [6] были описаны структурные причины уменьшения указанных механических характеристик алюминиевых сплавов при изменении направления нагружения от продольного к поперечному и нормальному к плоскости проката (рис. 2, табл. 1, 2). Подтверждением отсутствия заметного влияния на трещиностойкость алюминиевых сплавов кристаллографической текстуры проката является выявленное для сплава 7075 закономерное уменьшение численных значений K_{1c} в двух направлениях распространения трещины на однотипных плоскостях (mn)=(23) и (32), (13) и (31), (12) и (21) при изменении направления нагружения M от 1 к 2 и 3 (рис. 2,б, табл. 2).

Особенностью анизотропии прочностных характеристик титановых сплавов Ti-6Al-4V и OT4, обусловленной влиянием кристаллографической текстуры, является рост показателей прочности E_M , $(\sigma_T)_M$ при $M=2$. Увеличение $(\sigma_B)_M$ наблюдается только для направления [HKIL]=[0001]– табл. 1.

Т а б л и ц а 2

Характеристики сопротивляемости разрушению сплавов 7075 (1), Ti-6Al-4V (2-I), VT5-1 (3-II) и OT4 (4-II) в зависимости от ориентации в прокатанном металле

| № сплава | Механические и текстурные характеристики | MN (mn) | | | | | |
|----------|---|-------------------------------------|-------------------------------------|---|-------------------------------------|---|-------------------------------------|
| | | 12 (23) | 13 (32) | 21 (13) | 23 (31) | 31 (12) | 32 (21) |
| (1) | $(K_{1c})_{MN}$, МПа · м ^{1/2} | 56,1 | 63 | 42,7 | 54,3 | 36,4 | 39,1 |
| (2-I) | $(K_{1c})_{MN}$, МПа · м ^{1/2} | 50,0 | 93,3 | 46,3 | 74,7 | 79,9 | 50,7 |
| | $(KCV)_{MN}$, МДж/м ² | 0,176 | 0,650 | 0,190 | 0,237 | 0,475 | 0,163 |
| | $\frac{(hkil)}{[HKIL]}$ | $\frac{(10\bar{1}0)}{[0001]}$ | $\frac{(10\bar{1}0)}{[12\bar{1}0]}$ | $\frac{(0001)}{[10\bar{1}0]}$ | $\frac{(0001)}{[12\bar{1}0]}$ | $\frac{(\bar{1}2\bar{1}0)}{[10\bar{1}0]}$ | $\frac{(\bar{1}2\bar{1}0)}{[0001]}$ |
| (3-II) | $(KCU)_{MN}$, МДж/м ² | 0,49 | 0,28 | 0,66 | 0,28 | – | – |
| (4-II) | $(KCV)_{MN}$, МДж/м ² | 0,42 | – | 1,01 | – | – | – |
| | $\frac{(hkil)}{[HKIL]}$ | $\frac{(10\bar{1}0)}{[12\bar{1}0]}$ | $\frac{(10\bar{1}0)}{[0001]}$ | $\frac{(\bar{1}2\bar{1}0)}{[10\bar{1}0]}$ | $\frac{(\bar{1}2\bar{1}0)}{[0001]}$ | $\frac{(0001)}{[10\bar{1}0]}$ | $\frac{(0001)}{[12\bar{1}0]}$ |

Особенностью совершенной кристаллографической текстуры проката I и II типа титановых сплавов, в отличие от структурной текстуры алюминиевого сплава, является то, что в каждой из трех пар однотипных плоскостей распространения трещины имеются два направления, существенно различающиеся характеристиками сопротивляемости разрушению. В зависимости от кристаллографической ориентации испытуемых образцов их различие может достигать более 90% (табл. 2).

Для наглядности на рис. 3,а приведены схемы фрагментов рассматриваемых титановых сплавов (2-I) и (3-II) с указанием номинальных кристаллографических ориентировок систем призматического скольжения ($hkil$) $[HKIL]$, на рис. 3,б – численные значения характеристик K_{1c} и KCU соответственно для двух (указаны стрелками) кристаллографических направлений распространения трещины в каждой паре однотипных плоскостей (mn) образцов типа MN . Одинаковые системы скольжения для сплавов (2-I) и (3-II) на рис. 3,б обозначены идентичной штриховкой.

Из приведенных данных следует, что анализируемые образцы титановых сплавов с текстурой краевого типа и базисной текстурой в зависимости от их ориентировки MN могут быть разделены на две группы (А и Б) по признаку номинальных кристаллографических систем распространения трещины ($hkil$) $[HKIL]$ – соответственно с высокими и низкими показателями сопротивляемости разрушению (табл. 3).

Причина наблюдаемой зависимости исследуемых характеристик сопротивляемости разрушению рассматриваемых сплавов от ($hkil$) $[HKIL]$ заключа-

Т а б л и ц а 3

Ориентировки MN , кристаллографические системы скольжения ($hkil$) [$HKIL$] и характеристики K_{1c} и KCU образцов сплавов 2-I и 3-II

| Группа образцов | № сплава | MN | ($hkil$) [$HKIL$] | K_{1c} , МПа·м ^{1/2} | KCU , МДж/м ² |
|-----------------|----------|------|---|---------------------------------|----------------------------|
| А | (2-I) | 13 | ($10\bar{1}0$) [$\bar{1}2\bar{1}0$] | 93,3 | 0,49 |
| | (3-II) | 12 | | | |
| | (2-I) | 31 | ($\bar{1}2\bar{1}0$) [$10\bar{1}0$] | 79,9 | 0,66 |
| | (3-II) | 21 | | | |
| Б | (2-I) | 12 | ($10\bar{1}0$) [0001] | 50,0 | 0,28 |
| | (3-II) | 13 | | | |
| | (2-I) | 32 | ($\bar{1}2\bar{1}0$) [0001] | 50,7 | 0,28 |
| | (3-II) | 23 | | | |

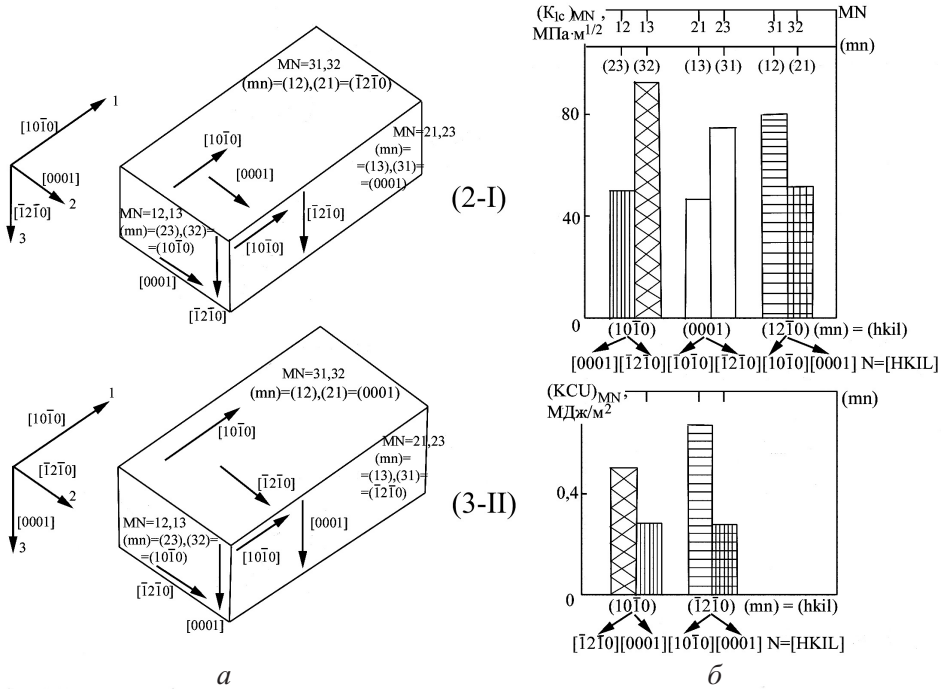


Рис. 3. Кристаллографические ориентировки систем призматического скольжения (а), а также численные значения характеристик K_{1c} сплава Ti-6Al-4V с текстурой краевого типа (2-I) и KCU сплава ВТ5-1 с базисной текстурой (3-II) для двух направлений распространения трещины N в каждой паре однотипных плоскостей (mn) при изменении M от 1 к 2 и 3 (б).

ется в том, что образцы группы А ориентированы для призматического скольжения по зарождающимся у края трещины плоскостям с максимальными напряжениями сдвига ($1\bar{1}00$) и ($1\bar{2}10$) соответственно в направлениях $[11\bar{2}0]$ и $[1\bar{1}00]$ в условиях плоской деформации. Указанным образцам присуща заметная зона пластических деформаций, локализованная параллельно фронту трещины, а также плоская поверхность разрушения, перпендикулярная оси нагружения [6, 7, 12].

На рис. 4 для образцов типа $MN = 13$ и 23 сплава (2–I) представлены схематические (с указанием оси нагружения P) и кристаллографические ориентировки номинальных плоскостей и направлений распространения трещины и исходящих из ее вершины систем скольжения по плоскостям максимальных касательных напряжений. Для образца типа $MN = 23$ последние ориентированы по пирамидальной системе скольжения $(1\bar{2}12)[\bar{1}2\bar{1}3]$ [7].

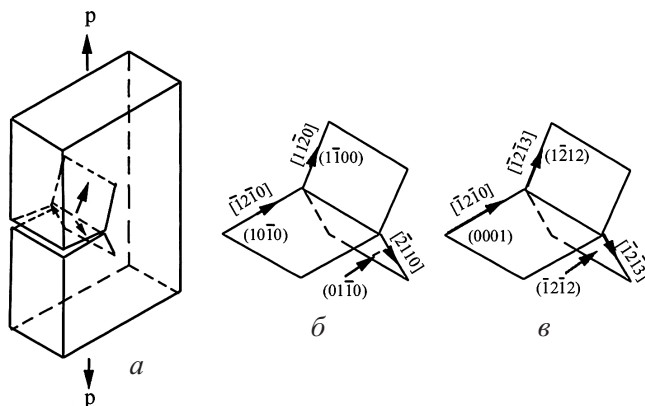


Рис. 4. Схематические (а) и кристаллографические ориентировки номинальных и исходящих из вершины трещины систем скольжения для образцов типа $MN = 13$ (б) и 23 (в) сплава Ti–6Al–4V с текстурой краевого типа (I).

Для образцов группы Б с более низкими значениями K_{1c} и KCU ни одна из систем скольжения не совпадает с плоскостями максимальных напряжений сдвига в условиях плоской деформации из-за отсутствия ориентированных соответствующим образом деформационных мод. Поэтому скольжение у вершины трещины не может быть реализовано, и пластическая зона не образуется, а механизм деформации меняется от скольжения, характерного для направлений $[\bar{1}2\bar{1}0]$ и $[10\bar{1}0]$, к двойникованию в направлении $[0001]$, что приводит к более высокой прочности и меньшей пластичности материала. При этом происходит его расслоение с образованием вытянутых в направлении роста трещины бороздок и разрушение вдоль этих бороздок в непосредственной близости от вершины трещины, что и приводит к снижению трещиностойкости [7].

2.2.2. *Механические эффекты эволюции в процессе проката кристаллографической текстуры от краевого типа к базисной центрального типа.* Основные механические эффекты рассматриваемых титановых сплавов, обусловленные определенной кристаллографической текстурой проката, в отличие от большинства сталей и алюминиевых сплавов, заключаются в проявлении “обратной” анизотропии и текстурного упрочнения [1, 2].

Обратная анизотропия проявляется в повышении способности материала тормозить сопротивление пластическому деформированию и разрушению вдоль направления проката – образцы типа $MN = 21$ по сравнению с образцами типа $MN = 12$. Об этом свидетельствует соответствующий рост показателей прочности (табл. 1) и сопротивляемости разрушению, что наиболее интенсивно проявляется на листовом прокате с характерной для него базисной текстурой центрального типа – образцы сплавов (3–II), (4–II) – табл. 2,

рис. 3,б. На рис. 5,а на примере сплава ВТ5-1 показано, что увеличение пластической деформации ε при прокате листа от 6 до 2 мм, обуславливающее формирование базисной текстуры и повышение ее интенсивности по мере достижения параллельности между плоскостью базиса и плоскостью проката, приводит к более интенсивному росту работы разрушения поперечных образцов, чем продольных. При этом показатель обратной анизотропии в плоскости листа $(KCV)_{21}/(KCV)_{12}$ достигает 2,5.

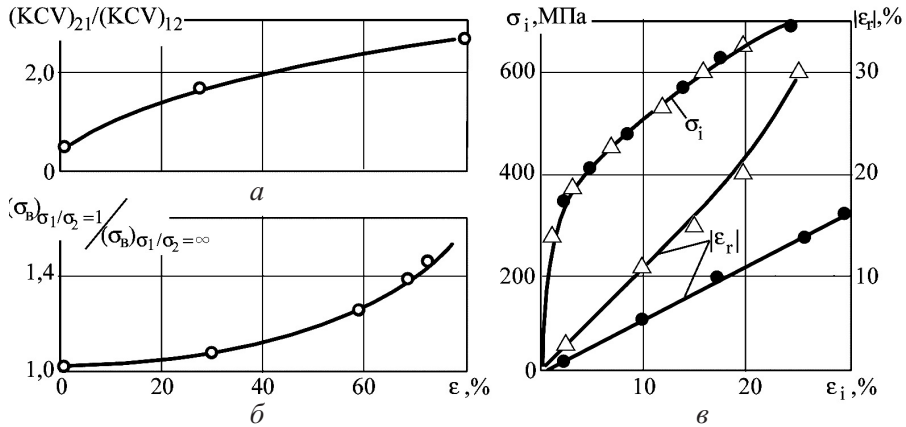


Рис. 5. Механические эффекты текстурного упрочнения при развитии базисной текстуры проката центрального типа (II) в сплаве ВТ5-1 (а, б) и их исключение в условиях равноосного растяжения тонкостенных трубчатых образцов из стали 12Х18Н10Т (в): ●, △ – соответственно $\sigma_z/\sigma_\theta = \infty$ и 1.

Такому состоянию материала соответствует максимальное текстурное упрочнение, обуславливающее повышение прочности тонколистового проката при двухосном растяжении по сравнению с одноосным. В качестве характеристики текстурного упрочнения в работе [2] принято отношение предела прочности плоского образца при симметричном двухосном растяжении $(\sigma_b)_{\sigma_1/\sigma_2=1}$ к таковому стандартного образца при осевом растяжении $(\sigma_b)_{\sigma_1/\sigma_2=\infty}$. При этом максимальное текстурное упрочнение составляет 1,41...1,43 (рис. 5,б). Столь существенное повышение прочностных характеристик при симметричном двухосном растяжении вызвано тем, что основные кристаллографические системы наиболее легкого призматического и пирамидального скольжения $(10\bar{1}0) [\bar{1}2\bar{1}0]$, $(0001) [\bar{1}2\bar{1}0]$ и $(10\bar{1}1) [\bar{1}2\bar{1}0]$ [8] в процессе проката ориентируют базисную плоскость (0001) параллельно плоскости проката, и вектор сдвига $[\bar{1}2\bar{1}0]$ располагается в плоскости базиса (рис. 3,а). При этом затрудняется деформирование материала по толщине путем скольжения, что и приводит к высоким показателям прочности при сжатии и значительному упрочнению при двухосном растяжении.

В отличие от рассматриваемого класса ГПУ-металлов [1, 2, 5], для ГЦК-металлов деформация по толщине тонколистового проката является необходимым условием пластического течения при плоском напряженном состоянии. Последнее четко прослеживается на примере тонкостенных трубчатых образцов из аустенитной стали 12Х18Н10Т, пластически деформированных

при одноосном ($\sigma_z/\sigma_\theta = \infty$) и равноосном ($\sigma_z/\sigma_\theta = 1$) растяжении после холодного проката и нормализации [10]. Максимальный вклад в интенсивность пластических деформаций $\varepsilon_i = \varepsilon_i(\varepsilon_z, \varepsilon_\theta, \varepsilon_r)$ радиальной сжимающей компоненты ε_r достигается в условиях $\sigma_z/\sigma_\theta = 1$ при одновременном выполнении гипотезы о единой кривой деформирования $\sigma_i - \varepsilon_i$ без выраженного текстурного упрочнения материала (рис. 5,6), где z, θ, r соответствуют осевым, тангенциальным и радиальным компонентам напряжений и деформаций [10, 11].

Характерное для титановых сплавов затруднение процесса деформирования тонколистового проката по толщине путем скольжения при совершенствовании кристаллографической текстуры центрального типа, обуславливающее текстурное упрочнение при плоском напряженном состоянии, является резервом снижения металлоемкости изготавливаемых тонкостенных оболочечных элементов конструкций современной техники.

Вопросы аналитического описания пластического состояния анизотропного материала и пластической зоны у вершины трещины с учетом типа кристаллической решетки и напряженного состояния с позиций механики деформируемого твердого тела рассмотрены в работах [17–20].

Выводы

1. Обобщены и систематизированы результаты исследований влияния структурной и кристаллографической текстуры проката сплавов с ГЦК- и ГПУ-кристаллической решеткой матричной фазы на закономерности формирования анизотропии показателей сопротивляемости разрушению в зависимости от величины технологической деформации при изменении направления нагружения и распространения трещины нормального отрыва.

2. На примере алюминиевых сплавов показано, что структурная текстура проката обуславливает закономерное снижение трещиностойкости материала при изменении направления нагружения от продольного к поперечному и нормальному для двух направлений распространения трещины в каждой из соответствующих однотипных плоскостей.

3. Особенностью кристаллографической текстуры проката I и II типов анализируемых титановых сплавов является нарушение установленных для алюминиевых сплавов закономерностей снижения трещиностойкости при изменении направления нагружения от продольного к поперечному и нормальному, связанное с выявлением в каждой из трех пар однотипных плоскостей распространения трещины двух направлений, определяющих различные механизмы пластического деформирования: путем скольжения и двойникования.

4. Проведена единая для двух типов кристаллографической текстуры проката классификация рассматриваемых сплавов по признаку номинальных кристаллографических систем распространения трещины: по механизму призматического и пирамидального скольжения либо двойникования, что определяет высокие либо низкие показатели сопротивляемости разрушению материала при несовпадающих значениях MN .

5. Характерная для исследуемых титановых сплавов трансформация в процессе проката совершенной кристаллографической текстуры краевого типа в базисную текстуру центрального типа обеспечивает, в отличие от аусте-

нитных сталей, возможность повышения прочности тонкостенных элементов конструкций при плоском напряженном состоянии благодаря реализации текстурных предпосылок торможения пластической деформации по толщине листа.

Резюме

Обґрунтовано різні для алюмінієвих та α - і псевдо- α -сплавів титану (відповідно зі структурною та кристалографічною текстурою прокату) закономірності формування анизотропії міцності й опору руйнуванню в залежності від величини технологічної деформації при зміні напрямків навантаження та розповсюдження тріщини нормального відриву. Проведено єдину для двох типів текстури прокату класифікацію титанових сплавів за ознакою номінальних кристалографічних систем ковзання, що зумовлюють різні рівні опору руйнуванню. Розглянуто механізм текстурного зміцнення тонколистового прокату при плоскому напруженому стані.

1. Микляев П. Г., Фридман Я. Б. Анизотропия механических свойств металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 225 с.
2. Дроздовский Б. А., Проходчева Л. В., Новосильцева Н. И. Трещиностойкость титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1983. – 192 с.
3. Ясній П. В., Пиндус Ю. Г., Гладько В. Б. та ін. Прогнозування впливу попереднього термомеханічного навантаження на в'язкість руйнування теплостійкої сталі з використанням методу скінчених елементів // Пробл. прочности. – 2011. – № 2. – С. 5 – 16.
4. Нижник С. Б. О влиянии структуры и текстуры на формирование анизотропии прочностных свойств при прокате стальных труб // Там же. – 1997. – № 1. – С. 121 – 132.
5. Бецофен С. Я., Ильин А. А., Плихунов В. В. и др. Текстура и анизотропия механических свойств титановых сплавов, обусловленные механизмом пластической деформации // Металлы. – 2007. – № 5. – С. 51 – 59.
6. Kaminsky A. A. and Nizhnik S. B. Anisotropy of fracture toughness of structurally inhomogeneous ageing alloys // Int. Appl. Mech. – 2009. – 45, No. 9. – P. 1016 – 1022.
7. Bowen A. W. The influence of crystallographic orientation on the fracture toughness of strongly textured Ti–6Al–4V // Acta Met. – 1978. – 26. – P. 1423 – 1433.
8. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
9. Истомина Э. С., Нижник С. Б. Об особенностях развития текстуры деформации в аустенитной стали при плоском напряженном состоянии // Изв. АН СССР. Металлы. – 1973. – № 3. – С. 157 – 162.
10. Нижник С. Б. Влияние структуры на деформационное упрочнение аустенитной и мартенситно-старенеющей сталей при плоском напряженном состоянии // Металлы. – 1992. – № 1. – С. 152 – 158.

11. Лебедев А. А., Ковальчук Б. И., Гигиняк Ф. Ф., Ламашевский В. П. Механические свойства конструкционных материалов при сложном напряженном состоянии. – Киев: Издательский Дом “Ин Юре”, 2003. – 535 с.
12. Бецофен С. Я., Бунин Л. А., Рубина Е. Б., Новиков Н. В. Исследование механизма деформации и анизотропии механических свойств сплава ВТ5-1 // Кристаллическая структура и свойства металлических материалов. – М.: Наука, 1978. – С. 176 – 185.
13. 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.
14. Sylovanyuk V. P., Yukhym R. Ya., and Horbach P. V. Deformation and fracture of materials near spheroidal inclusions // Mater Sci. – 2011. – 46, No. 6. – P. 757 – 762.
15. Ковчик С. Е., Морозов Е. М. Характеристики кратковременной трещиностойкости материалов и методы их определения: Справочное пособие / Под общ. ред. В. В. Панасюка. – Киев: Наук. думка, 1988. – Т. 3. – 436 с.
16. Херицберг Р. В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов. – М.: Металлургия, 1989. – 570 с.
17. Логинов Ю. Н., Соловей В. Д., Котов В. В. Преобразование условия текучести при деформации металлических материалов с ГПУ решеткой // Металлы. – 2010. – № 2. – С. 93 – 99.
18. Kaminsky A. A., Kurchakov E. E., and Gavrilov G. V. Influence of tension along a crack on the plastic zone in an anisotropic body // Int. Appl. Mech. – 2010. – 46, No. 6. – P. 634 – 648.
19. Kaminsky A. A. and Kurchakov E. E. Modeling the process zone at crack top in the nonlinear elastic body // Ibid. – 2011. – 47, No. 6. – P. 634 – 648.
20. Kaminsky A. A. and Kurchakov E. E. Modeling a crack with a fracture process zone in nonlinear elastic body // Ibid. – 2012. – 48, No. 5. – P. 552 – 563.

Поступила 14. 11. 2012