

Структурные механизмы низкотемпературного деформационного упрочнения и разрушения металлических материалов криогенного назначения

Ю.А. Похил

*Специальное конструкторско-технологическое бюро по криогенной технике Физико-технического института низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины
пр. Ленина, 47, г. Харьков, 61103, Украина
E-mail: pokhyl@cryocosmos.com*

Статья поступила в редакцию 12 июня 2003 г., после переработки 22 октября 2003 г.

На основании результатов оригинальных исследований рассмотрены и проанализированы различные физические аспекты проблемы деформационного упрочнения и разрушения металлических материалов при низких температурах (макроскопическое поведение, микроструктурные процессы, контролирующие пластическое течение и деформационное упрочнение, механизмы зарождения и распространения разрушения в заключительной фазе пластической деформации) с единых позиций — эволюции микроструктурного состояния в ходе пластической деформации в интервале температур 300–4,2 К различных групп металлических конструкционных материалов. Обобщены и классифицированы характерные физические ситуации, реализующиеся при низкотемпературном пластическом деформировании и разрушении твердых тел.

На підставі результатів оригінальних досліджень розглянуто та проаналізовано різні фізичні аспекти проблеми деформаційного зміцнення та руйнування металевих матеріалів при низьких температурах (макроскопічна поведінка, микроструктурні процеси, що контролюють пластичний плин та деформаційне зміцнення, механізми зародження і поширення руйнування в заключній фазі пластичної деформації) з єдиних позицій — еволюції микроструктурного стану у ході пластичної деформації в інтервалі температур 300–4,2 К різних груп металевих конструкційних матеріалів. Узагальнено і класифіковано характерні фізичні ситуації, що реалізуються при низькотемпературному пластичному деформуванні та руйнуванні твердих тіл.

PACS: 62.20.-x, 81.40.-z, 81.70.-q

1. Введение

Проблема исследования процессов деформационного упрочнения и разрушения металлических материалов при низких температурах (вплоть до 4,2 К) является весьма актуальной как для фундаментальной физики пластичности и прочности, так и с точки зрения прикладной задачи — создания научных основ получения высококачественных и работоспособных конструкционных материалов для современной криогенно-вакуумной и аэрокосмической техники [1].

Процессы пластического течения, деформационного упрочнения и разрушения твердых тел следует рассматривать как неразрывно связанные звенья единого процесса пластической деформации — от его зарождения (предела текучести) до его заверше-

ния (макроскопического разрушения). Связующим материалом для такого рассмотрения служат данные о характере эволюции структурного состояния материала на микроскопическом уровне, происходящей в ходе пластической деформации под действием непрерывно возрастающей нагрузки. Именно эволюция дефектной структуры обуславливает все макроскопические проявления в поведении деформируемого твердого тела.

Такой подход позволяет рассмотреть с единых позиций, установить взаимосвязь различных физических аспектов проблемы и объединить их в единую систему представлений о процессе пластической деформации. Занимаемая позиция является, в принципе, хрестоматийной и не может вызывать

возражений, однако на практике реализуется не часто из-за достаточно сложной техники эксперимента. Убедительным примером плодотворности предлагаемого здесь подхода является недавно опубликованная работа [2], выполненная в указанном ключе.

В настоящей работе проведен анализ и обобщение многолетних результатов собственных экспериментальных исследований и модельных расчетов*, посвященных установлению качественной и количественной корреляции между макроскопическими параметрами пластичности, деформационного упрочнения и разрушения и характеристиками дефектной структуры, создаваемой в различных типах металлических материалов под действием низкотемпературного (в интервале температур 300–4,2 К) пластического деформирования. Целью такого анализа является установление микроструктурных механизмов, контролирующих процесс низкотемпературной пластической деформации в различных его фазах в характерных группах реальных металлических материалов.

2. Методы исследования

Механические свойства всех материалов были изучены в экспериментах по активному одноосному растяжению с постоянными скоростями нагружения (10^{-4} – 10^{-3} с $^{-1}$) в интервале температур 300–4,2 К. Используемые в этих исследованиях методы детально описаны в монографии [3].

Структурно-фазовое состояние материалов исследовали с помощью прямых методов: трансмиссионной и сканирующей электронной микроскопии (ТЭМ и СЭМ) с привлечением статистической обработки, низкотемпературного качественного рентгеноструктурного анализа, оптической микроскопии, и косвенного метода — низкотемпературной резистометрии.

В последнем случае определяли температурные зависимости удельного электросопротивления $\rho(T)$ в недеформированном состоянии и *in situ* под механическим напряжением $\sigma < \sigma_{pr}$, а также зависимости изменения электросопротивления $\Delta R/R_0$ в про-

цессе деформации от удлинения образца Δl , регистрируемые одновременно с записью кривых «механическая нагрузка P — удлинение Δl ».

Методические детали экспериментов описаны в [4–8].

3. Результаты и их обсуждение

Количественное исследование эволюции дефектной структуры и фазового состояния с деформацией от момента ее зарождения и до завершения разрушения объекта позволило идентифицировать основные микроструктурные механизмы, контролирующие различные фазы низкотемпературной пластической деформации как единого процесса в различных группах реальных материалов криогенного назначения. Это, в свою очередь, дало возможность предложить изложенную в разд. 3.1 классификацию имеющихся реальных материалов и способов их деформирования, упрочнения и разрушения с позиций макромеханических и микроструктурных критериев.

3.1. Классификация объектов исследования по физическим признакам их поведения под нагрузкой

Из всего многообразия исследованных металлических материалов и особенностей их поведения на макро- и микроскопическом уровнях при низкотемпературном деформировании можно выделить следующие характерные группы:

1. Структурно-стабильные** материалы с «жестким» деформационным упрочнением, т.е. монофазные или псевдомонофазные материалы, характеризующиеся при низкотемпературной пластической деформации высоким коэффициентом деформационного упрочнения $\theta = d\sigma / d\varepsilon$ ($\theta \sim G/20$, где G — модуль сдвига материала при температуре деформирования), относительно низкой макроскопической пластичностью δ ($\delta \leq 10\%$), макроскопически однородной пластической деформацией (отсутствием макрошейки при разрушении) и сильным взаимодействием дислокаций на микроскопическом уровне (константа междислокационного взаимодействия $\alpha > 1$)***. Типичным представителем такой группы

* В данную статью включены работы, выполненные автором в соавторстве с коллегами в отделе прикладного криогенного материаловедения СКТБ ФТИНТ НАН Украины.

** Под структурно-стабильными имеются в виду материалы, в которых в ходе низкотемпературной пластической деформации не происходит фазовое превращение мартенситного типа.

*** Константа междислокационного взаимодействия устанавливает количественную связь между деформирующим напряжением σ и плотностью дислокаций определенного типа ρ_i , накопленных в материале в результате протекания пластической деформации: $\sigma \approx \sum \alpha_i G_i b_i \rho_i^{1/2}$ [9]. Величина α , характеризует вклад данного вида дислокационного взаимодействия в деформирующее напряжение и определяется энергетической выгодностью протекания соответствующих дислокационных реакций [10].

материалов является сплав Ti–5%Al, результаты исследования которого приведены ниже.

2. Структурно-стабильные материалы с «мягким» деформационным упрочнением, т.е. монофазные или полифазные материалы с относительно низким коэффициентом деформационного упрочнения θ ($\theta \sim G/100$), высокой макроскопической пластичностью ($\delta \approx 30\text{--}70\%$), существенно макроскопически неоднородной пластической деформацией (склонностью к шейкообразованию при разрушении) и слабым дислокационным взаимодействием с константой $\alpha < 1$. К этому типу материалов относятся рассмотренные в настоящей работе сплавы системы Fe–Cr–Ni–Ti.

3. Полифазные структурно-нестабильные материалы, т.е. материалы, в которых при охлаждении или в процессе низкотемпературной пластической деформации происходят фазовые превращения мартенситного типа с возникновением индуцированных низкотемпературной деформацией границ раздела фаз. Представителями этой группы материалов являются сплавы системы Ti–Nb (НТ-45, НТ-50).

4. Гетерофазные материалы, т.е. материалы с изначально существующими границами раздела между составляющими компонентами, которые отличаются типом кристаллической решетки, упругими, прочностными и теплофизическими свойствами. Рассмотрение механического поведения такого сорта материалов проведено на примере технического композита Cu–(Nb–Ti) (сверхпроводящий кабель, изготовленный из тонких волокон сплава НТ-50, запрессованных в медную матрицу).

Рассмотрим особенности поведения выделенных групп материалов при их низкотемпературной пластической деформации и разрушении.

3.2. Поведение жесткоупрочняющихся материалов

Представителем этой группы материалов послужил однофазный технический титановый α -сплав Ti–5%Al, который перед механическими испытаниями отжигали в вакууме при температуре 800 °С в течение 1 часа с последующим охлаждением на воздухе.

Механические свойства. В интервале температур 300–77 К пластическая деформация протекает монотонно и кривые упрочнения являются гладкими. Деформация при 4,2 К носит скачкообразный характер, причем глубина спадов нагрузки нарастает с увеличением степени деформации.

В таблице 1 приведена температурная зависимость механических характеристик сплава ($\sigma_{0,2}$ — предел текучести; σ_u — предел прочности; δ — максимальное удлинение; $\theta = d\sigma/d\varepsilon$ — коэффициент

Механические свойства сплава Ti–5%Al

T, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_u , МПа	δ , %	θ , %
300	529	595	5	1320
77	774	1009	7	3480
4,2	853	1098	8	3700

деформационного упрочнения; приведенные значения θ соответствуют среднему по деформации участку кривой σ – ε). Видно, что с понижением температуры от 300 до 4,2 К прочностные характеристики сплава монотонно увеличиваются и несколько возрастает пластичность материала.

Структурные исследования. В недеформированном отожженном состоянии сплав имеет средний размер зерна порядка 10 мкм. Дефектная структура сплава в исходном состоянии характеризуется наличием изолированных дислокаций смешанной ориентации и дислокационных скоплений, принадлежащих призматической системе скольжения $\{1\bar{1}00\}$ – $\langle 1\bar{1}20 \rangle$, а также малоугловых границ наклона и кручения. Распределение дефектов в исходном состоянии неоднородное, средняя плотность дислокаций $\approx 2 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$. Исследованный сплав является однофазным α -сплавом с ГПУ решеткой.

Пластическая деформация сплава в исследованном температурном интервале осуществляется призматическим скольжением по пересекающимся плоскостям типа $\{1\bar{1}00\}$. Дислокации с однотипным вектором Бюргерса $\mathbf{b} = 1/3\langle 1\bar{1}20 \rangle$, расположенные в пересекающихся плоскостях призмы, вступают в реакцию друг с другом и образуют дислокационные сетки различной конфигурации. Плотность дислокационных сеток в структуре деформированного сплава велика. Наблюдаемые дислокационные ансамбли зачастую обладают заметными дальнедействующими напряжениями, о чем свидетельствует значительная кривизна индивидуальных дислокаций вблизи этих групп. Активация вторичных систем призматического скольжения и связанное с этим формирование устойчивых дислокационных групп с дальнедействующими полями напряжений является важным структурным фактором, обуславливающим значительное деформационное упрочнение сплава.

Отличительной особенностью структурного состояния сплава, деформированного при 4,2 К, является наличие двойников, принадлежащих системе $\{10\bar{1}2\}$ – $\langle 10\bar{1}1 \rangle$. Двойникование приводит к возникновению новых границ раздела, т.е. к измельчению исходной величины зерна и, следовательно, к дополнительному упрочнению сплава (эффект Хол-

ла–Петча) при 4,2 К по сравнению с упрочнением при комнатной температуре.

Проведенные структурные исследования позволили высказать соображения о природе скачкообразной деформации исследованного сплава при гелиевой температуре. По-видимому, низкотемпературная скачкообразная деформация обусловлена как процессом лавинообразной разрядки дислокационных скоплений, так и процессом двойникования. Заметим, что скачкообразный характер пластической деформации при гелиевой температуре, тем не менее, не приводит к появлению макрошейки в образце, и в этом смысле мы относим сплав Ti–5%Al к группе материалов с макроскопически однородной деформацией. При более высоких температурах существует возможность релаксации внутренних напряжений за счет термически активированного многократного поперечного скольжения или продавливания дислокаций между термически непреодолимыми препятствиями. Макроскопически это проявляется в гладкости деформационных кривых.

Количественная обработка результатов структурных исследований позволила получить зависимости деформирующего напряжения σ от плотности дис-

локаций ρ и плотности дислокаций от деформации ε при различных температурах (рис. 1, а, б).

Оказалось, что эти зависимости описываются одинаковыми аналитическими выражениями, отличающимися при различных температурах лишь входящими в них параметрами

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha G b \rho^{1/2}, \quad (1)$$

$$\rho = \rho_0 + A \varepsilon^n, \quad (2)$$

где σ_0 — компонента внутренних напряжений недислокационного происхождения (примеси, границы зерен, решеточное трение и др.), G — модуль сдвига при соответствующей температуре, b — вектор Бюргера призматических дислокаций, α — коэффициент, характеризующий вклад упругого взаимодействия дислокаций в величину деформирующего напряжения, ρ_0 — плотность дислокаций в недеформированном сплаве, A — коэффициент накопления дислокаций. Экспериментально определенные значения параметров, входящих в уравнения (1), (2), приведены в табл. 2.

Проанализируем данные, помещенные в табл. 2. Коэффициент взаимодействия дислокаций α обладает существенной температурной зависимостью. Экспериментально [9] и в модельных расчетах [10] было показано, что значение коэффициента α отражает вклад различных типов дислокационных взаимодействий в величину деформирующего напряжения, причем, согласно [19], значение α можно представить в виде

$$\alpha = \alpha_G + \alpha_S, \quad (3)$$

где α_G — атермическая часть коэффициента, обусловленная дальнедействующим дислокационным взаимодействием, α_S — термоактивируемая часть коэффициента, определяемая близкодействующим взаимодействием дислокаций. Микроструктурные данные показывают наличие обоих видов взаимодействия — дальнедействующего (плоские скопления, сетки, участки рекомбинации) и близкодействующего (пересечения, ступеньки, диполи). Увеличение компоненты α_S при понижении температуры обуславливает температурную зависимость деформирующего напряжения сплава.

Таблица 2

Значения структурных параметров для сплава Ti–5%Al

T , К	σ_0 , МПа	$\rho_0 \cdot 10^{-8}$, см ⁻²	α	$A \cdot 10^{-11}$, см ⁻²	n
300	480	2	1,7	5,8	1
77	690	2	3,3	5,3	1
4,2	790	2	3,9	4,1	1

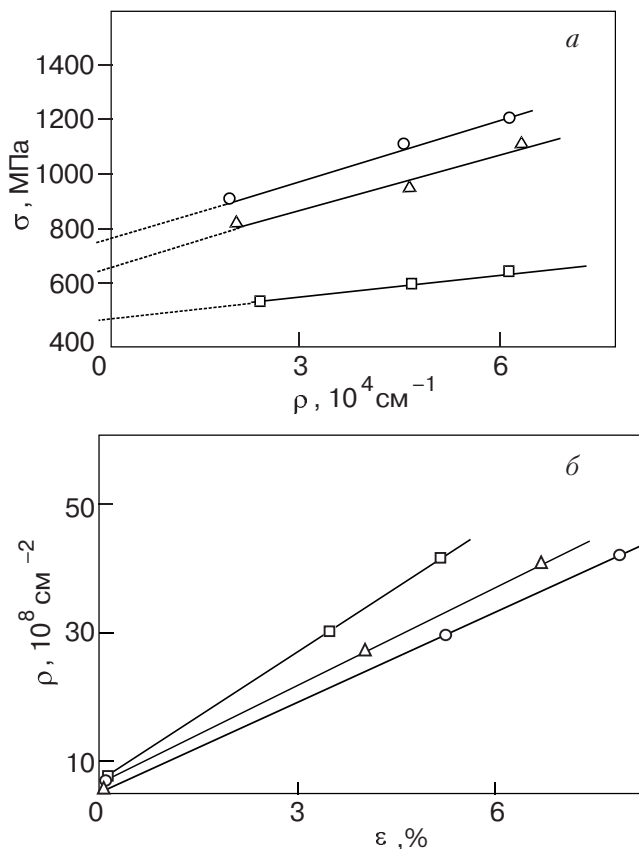


Рис. 1. Зависимости деформирующего напряжения σ от плотности дислокаций ρ (а) и плотности дислокаций от деформации ε (б) сплава Ti–5%Al при различных температурах деформации T , К: 4,2 (○); 77 (Δ); 300 (□).

Совместное решение уравнений (1) и (2) позволяет установить связь между параметрами α , A и коэффициентом деформационного упрочнения θ :

$$\theta \approx \frac{1}{2} n \alpha G b A^{1/2} \varepsilon^{(n/2 - 1)}. \quad (4)$$

Из уравнения (4) следует, что при заданной величине деформации должно выполняться следующее соотношение (без учета температурной зависимости G):

$$\frac{\theta(T_1)}{\theta(T_2)} \approx \frac{\alpha(T_1) A^{1/2}(T_1)}{\alpha(T_2) A^{1/2}(T_2)}, \quad (5)$$

где T — температура эксперимента. Подстановка экспериментально измеренных величин (см. табл. 2) в соотношение (5) подтверждает его справедливость, что позволяет сделать вывод о том, что особенности формирования дислокационной структуры в сплаве при различных температурах определяют ход макроскопической кривой деформационного упрочнения. Упрочнение однофазного α -сплава определяется, очевидно, в основном притягивающим взаимодействием дислокаций пересекающихся систем скольжения, что приводит к более высоким значениям коэффициентов деформационного упрочнения и взаимодействия дислокаций с понижением температуры.

Электронная фрактография. В температурном интервале 4,2–300 К поверхности изломов содержат подобные элементы структуры, характерные для различных типов разрушения, что указывает на одновременную реализацию нескольких механизмов зарождения и распространения дефектов, ответственных за разрушение сплава. Наблюдается также ряд структурных составляющих, специфических для испытаний при различных температурах.

Детальный анализ дислокационных конфигураций и морфологии поверхностей разрушения, проведенный в [11,12], показал, что зарождение микротрещин происходит благодаря действию дислокационных механизмов, а дальнейшее распространение трещин, приводящее к разрушению материала, может происходить в идентичных внешних условиях различными способами — от вязкого до квазихрупкого.

Для выявления главного в конкретной ситуации механизма разрушения был проведен статистический анализ распределения различных структурных составляющих по площадям для разных температур испытания. Гистограммы, приведенные на рис. 2, свидетельствуют об увеличении относительной доли вязких составляющих излома и уменьшении доли квазихрупких составляющих с понижением температуры, что качественно коррелирует с возрастани-

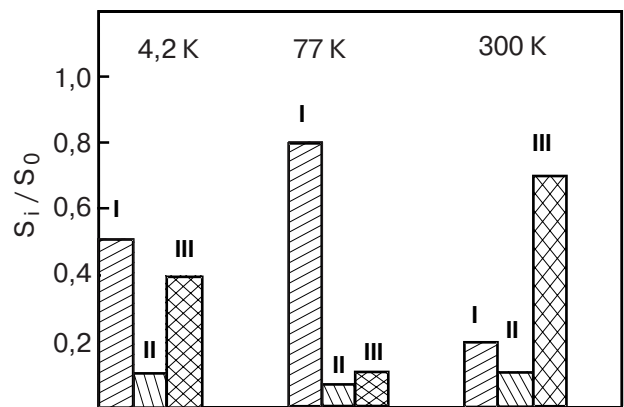


Рис. 2. Распределение структурных составляющих излома по площадям для различных температур испытаний в сплаве Ti–5%Al: ямки (I); гребни отрыва при 4,2 К и расслоение при 77 и 300 К (II); квазискол (III). S_i — площадь излома, занятая характерным морфологическим признаком разрушения, S_0 — общая площадь излома.

ем макроскопической пластичности сплава при низких температурах. Очевидно, вязкий характер разрушения преобладает с понижением температуры.

На основании результатов статистической обработки геометрических параметров рельефов разрушения удалось оценить величину истинной пластической деформации сплава, локализованной в микрообъемах при разрушении (ε_{loc}) [12].

Оказалось, что $\varepsilon_{loc}^{300} = 3,7$ и $\varepsilon_{loc}^{4,2} = 4,5$, что свидетельствует об увеличении локализации пластической деформации в микрообъемах с понижением температуры. Соотношение локализованной в микрорешетках деформации при различных температурах количественно неплохо коррелирует с соотношением макроскопической пластичности сплава δ при соответствующих температурах:

$$\varepsilon_{loc}^{300} / \varepsilon_{loc}^{4,2} \approx \delta^{300} / \delta^{4,2},$$

что также указывает на ведущую роль механизма вязкого разрушения сплава в исследованном интервале температур.

3.3. Поведение мягкоупрочняющихся материалов

Как говорилось в разд. 3.1, эта группа материалов представлена четырьмя сплавами системы Fe–Cr–Ni–Ti с содержанием Cr $\approx 16,5\%$, Ni $\approx 31,4\%$ и Ti — 1,6; 1,9; 2,05 и 2,5%.

Термическая обработка всех сплавов состояла в закалке от температуры 1000 °С (1 час) в воду и старении при температуре 720 °С в течение 16 часов с последующим охлаждением на воздухе. Проведенная термообработка обеспечивает выделение максимального количества дисперсной γ' -фазы, благодаря

чему сплавы приобретают максимальные прочностные характеристики [13]. Размер зерен в исследованных образцах, определенный методом оптической металлографии, составлял 20–50 мкм.

Механические свойства сплавов. Деформационные кривые сплавов всех исследованных составов при температурах 300, 77 и 55 К имеют параболический монотонный характер с максимумом нагрузки, достигаемым до разрушения, и последующим спадом, отражающим появление макрошейки в образце. При $T = 20$ К незадолго до разрушения на кривой появляются несколько нерегулярных скачков нагрузки, а при $T = 4,2$ К пластическая деформация существенно неоднородна и имеет неустойчивый скачкообразный характер вдоль всей деформационной кривой. Коэффициент деформационного упрочнения сплавов невелик по абсолютной величине и слегка возрастает с понижением температуры деформирования.

Температурные зависимости механических свойств сплавов приведены на рис. 3. Видно, что пониже-

ние температуры от 77 до 4,2 К приводит к росту предела текучести $\sigma_{0,2}$, предела прочности σ_u и относительного удлинения δ для сплавов всех составов (за исключением сплава с содержанием $Ti = 2,5\%$). Величина относительного сужения поперечного сечения ψ уменьшается при температурах ниже 77 К. Характерно, что во всем исследованном интервале температур прочность сплавов возрастает по мере увеличения содержания титана, в то время как пластичность сплава с 2,5% Ti понижена по сравнению с пластичностью остальных сплавов, практически не зависящей от концентрации Ti . Важно отметить, что при этом все же сохраняется высокая пластичность материала вплоть до температуры деформирования 4,2 К.

Измерения макроскопических механических свойств (в том числе коэффициента деформационного упрочнения, деформации до разрушения) свидетельствуют о том, что исследованная серия Fe–Cr–Ni–Ti сплавов соответствует по предложенной классификации материалам с мягким деформационным упрочнением. Приведенные ниже результаты электронномикроскопического исследования дефектной структуры и характера разрушения подтверждают сказанное.

Особенности структуры деформированных при низких температурах сплавов. ТЭМ исследование. Исследование эволюции с низкотемпературной деформацией дислокационной структуры сплавов показало, что, независимо от содержания в материале Ti , выполняется соотношение типа (1) между деформирующим напряжением σ и плотностью дислокаций ρ , принадлежащих системе скольжения и $\{111\}\langle 110\rangle$. Характерно при этом, что величина константы взаимодействия дислокаций α принимает значения $\approx 0,4-0,6$, слабо зависящие от температуры деформирования и содержания в сплавах Ti (наблюдается слабая тенденция к возрастанию α с понижением T и увеличением концентрации Ti).

ТЭМ исследование структуры деформированных до разрушения сплавов [14] обнаружило наличие пересекающихся грубых полос скольжения типа $\{111\}\langle 110\rangle$, полосовой разориентированной субструктуры и ступенчатых субграниц с кристаллографически ориентированными ступеньками. Существование такого рода дислокационной субструктуры объясняет и наблюдаемые в разрушенных образцах зигзагообразные микротрещины, ступеньки которых вскрываются вдоль мощных полос скольжения.

Зарождение микротрещин в исследованных сплавах при низкотемпературной деформации происходит в местах с высокой концентрацией внутренних напряжений — на дислокационных субграницах и на границах раздела между матрицей и интерметал-

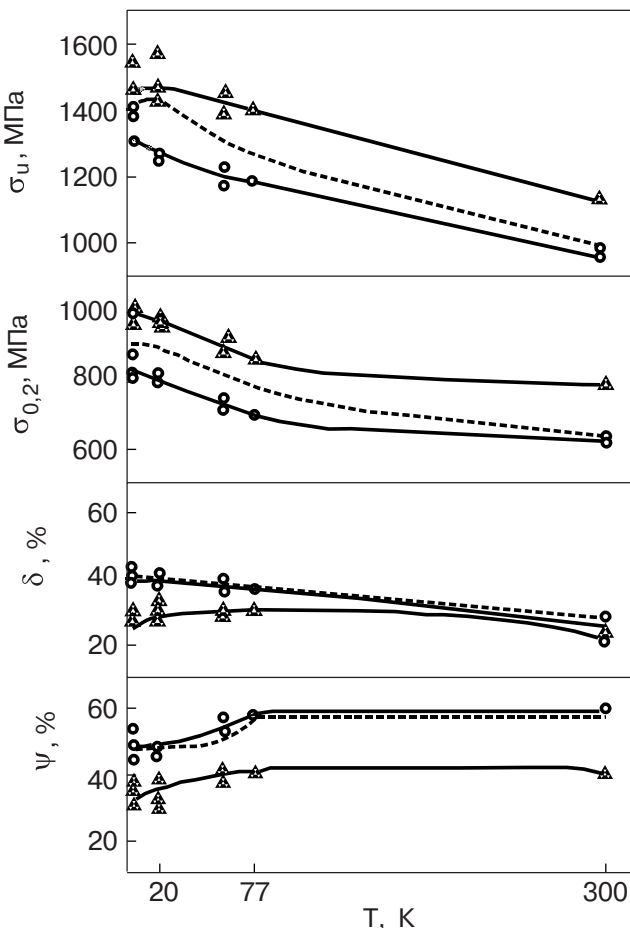


Рис. 3. Температурные зависимости предела текучести $\sigma_{0,2}$, предела прочности σ_u , удлинения до разрушения δ , относительного поперечного сужения ψ сплавов Fe–Cr–Ni–Ti; содержание $Ti, \%$: 1,6 (○); 1,9 (— — —); 2,5 (Δ).

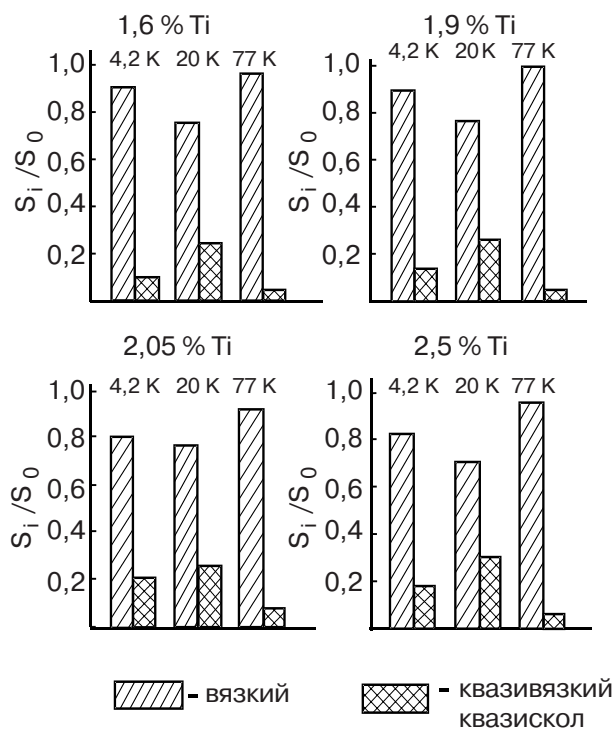


Рис. 4. Распределение по площадям структурных составляющих разрушения сплавов Fe–Cr–Ni–Ti для различных температур испытаний (S_i – площадь, занятая соответствующим рельефом, S_o – полная площадь излома).

лидными включениями. Дальнейшее распространение трещины, приводящее к разрушению материала, может происходить различным комбинированным образом – от вязкого до квазихрупкого.

Фрактографическое исследование. Разрушение образцов сплавов всех концентраций Ti в исследованном температурном интервале (77–4,2 К) происходит с образованием четко выраженной макрошей-

ки. При этом область разрушения имеет вид типа «чашка – конус», что характерно для вязких материалов [15].

Результаты количественного микрофрактографического исследования приведены на гистограмме (рис. 4) и в табл. 3 (цифрами в скобках указана доля площади излома, имеющая признаки вязкого разрушения) [14].

Резюмируя приведенные результаты, необходимо заключить, что для исследованных сплавов в интервале температур 77–4,2 К основным механизмом разрушения является транскристаллитный вязкий механизм зарождения, роста и слияния микронесплошностей. Понижение температуры ниже 50 К приводит к заметному проявлению квазивязких и квазихрупких составляющих, т.е. при низких температурах разрушение носит комбинированный вязкохрупкий характер. Особенно заметен вклад невязких механизмов разрушения при 20 К благодаря появлению интеркристаллитного анизотропного излома, связанного, по-видимому, с охрупчивающим влиянием среды жидкого водорода. Повышение содержания Ti в сплавах вызывает увеличение относительной доли невязких механизмов разрушения при низких температурах, что приводит к снижению макроскопической пластичности сплавов. Кроме того, пониженная макроскопическая пластичность сплава с содержанием Ti 2,5% обусловлена наличием достаточно крупных выделений интерметаллидной фазы (Fe, Ni₂)Ti, способствующих действию дополнительного механизма зарождения микропор – механизма декогезии.

Проведенное фрактографическое исследование позволяет представить процесс разрушения сплавов следующим образом. При достижении внешним на-

Таблица 3

Микромеханизмы разрушения сплавов Fe–Cr–Ni–Ti

Сплав (содержание Ti, %)	Температура деформирования, К		
	4,2	20	77
Состав I (1,6)	Транскристаллитный комбинированный: вязкий (90%) + квазивязкий, микрошейки.	Транскристаллитный + интеркристаллитный комбинированный: вязкий (75%) + квазискол.	Транскристаллитный вязкий (96%), микрошейки.
Состав II (1,9)	Транскристаллитный комбинированный: вязкий (87%) + квазивязкий + квазискол.	Транскристаллитный + интеркристаллитный, комбинированный: вязкий (75%) + квазискол.	Транскристаллитный вязкий (98%), микрошейки.
Состав III (2,05)	Транскристаллитный комбинированный: вязкий (80%) + квазивязкий + квазискол.	Транскристаллитный + интеркристаллитный, комбинированный: вязкий (76%) + квазискол.	Транскристаллитный вязкий (93%), микрошейки.
Состав IV (2,5)	Транскристаллитный комбинированный: вязкий (82%) + квазискол, микрошейки, декогезия.	Транскристаллитный + интеркристаллитный, комбинированный: вязкий (70%) + квазискол, декогезия.	Транскристаллитный вязкий (95%), микрошейки, декогезия.

пряжением значения предела прочности деформация локализуется в области макрошейки, где происходит смена одноосного напряженного состояния трехосным (наиболее жестким состоянием плоской деформации), причем максимальное напряжение развивается в центре образца. При этом в центральной части образца на неоднородностях дислокационной субструктуры возникают микронесплошности, которые под действием возрастающего истинного напряжения и по мере увеличения деформации растут и сливаются по механизму образования внутренней микрошейки, образуя зародышевую микротрещину.

Такая зародышевая микротрещина, вызывая концентрацию напряжений в ее вершине, распространяется от центральной части образца к периферийной по зигзагообразной поверхности, образуемой чередующимися плоскостями под углом $\pm 45^\circ$, где действуют максимальные сдвиговые напряжения. Указанный процесс отвечает за формирование наблюдаемого рельефа дна чашки, макроскопически нормального оси растяжения и содержащего равноосные ямки на фоне рифленой поверхности. Дальнейшее развитие центральной трещины происходит путем локального сдвига в полосах, расположенных под углом $\leq 45^\circ$ к оси растяжения, где и происходит окончательное разрушение и чему соответствуют вытянутые ямки сдвига на стенках чашки.

В таблице 4 приведены результаты оценки локальной пластической деформации ϵ_{loc} , реализуемой в перегорodkaх (микрошейках), ограничивающих ямки на поверхности разрушения, для сплава с содержанием Ti–1,9%.

Из данных, помещенных в табл. 4, видно, что пластическая деформация, локализованная в микрообъемах при разрушении сплава, более чем на порядок превышает значения макроскопического удлинения образцов и при повышении температуры испытаний заметно увеличивается. Последний вывод качественно согласуется с наблюдаемым из фрактографических исследований возрастанием с

Таблица 4

Значения относительных макроскопических деформаций (удлинения δ , сужения поперечного сечения ψ) и локализованной в микрошейках при их разрыве пластической деформации ϵ_{loc} при разных температурах в сплаве Fe–Cr–Ni–Ti с содержанием Ti 1,9%

T , К	δ , %	ψ , %	ϵ_{loc}
4,2	42,6	49	6,02
20	41,8	50	6,54
77	36,1	57	7,30

температурой роли вязкого механизма разрушения (см. рис. 4). Обращает на себя внимание одинаковый температурный ход величины ϵ_{loc} и ψ , свидетельствующий о том, что в условиях неоднородной пластической деформации величина относительного сужения поперечного сечения достоверно характеризует пластичность материала.

Отмеченная корреляция, возможно, качественно связана с температурной зависимостью коэффициента деформационного упрочнения сплавов с мягким упрочнением. С понижением температуры коэффициент деформационного упрочнения несколько возрастает, что, в свою очередь, должно привести к увеличению однородности пластической деформации (уменьшению ψ и ϵ_{loc}), поскольку активная зона деформации быстрее упрочняется и деформация переносится вдоль образца в другое поперечное сечение. Повышение температуры деформирования сопровождается некоторым уменьшением коэффициента деформационного упрочнения, деформация дольше протекает в одной «ослабленной» зоне вплоть до разрушения, что проявляется в увеличении неоднородности деформации (возрастает ψ и ϵ_{loc}) и большей склонности к шейкообразованию при разрушении.

3.4. Закономерности низкотемпературной пластичности и разрушения в случаях полифазных структурно-нестабильных и гетерофазных материалов

Исследованы механические свойства, структурно-фазовое состояние (в интервале $T = 300-4,2$ К) и их взаимосвязь для типичных представителей двух групп (3 и 4, см. разд. 3.1.) материалов [16] на примерах:

– ОЦК деформируемых сверхпроводящих (СП) сплавов системы NbTi (45–50% по массе Nb) в различном исходном структурном состоянии;

– гетерофазного композиционного материала Cu–(Nb–Ti), компоненты которого имеют различные кристаллические решетки – ГЦК (Cu) и ОЦК (Nb–Ti) и, соответственно, существенно различные прочностные, пластические и упругие свойства.

Обе группы материалов прошли различные термомеханические обработки, состоящие в многократной протяжке, волочении, промежуточных отжигах, закалке, гидроэкструзии в различных сочетаниях.

3.4.1. Механические свойства и деформационная структура сплавов Ti–Nb

При исследовании механических свойств и структурно-фазового состояния ОЦК сплава Ti–45%Nb показано следующее.

Впервые прямым (рентгеноструктурным) и косвенным (резистометрии) методами установлено [4,5], что при охлаждении в закаленных и волооченых образцах сплава Ti-45% Nb, находящихся под воздействием приложенного напряжения $\sigma < \sigma_{0,2}$ при 293 К, а в закаленных также после преддеформации до предела текучести при 293 К, протекает $\beta \rightarrow \alpha''$ -мартенситное превращение. Интервал температур, в котором происходит $\beta \rightarrow \alpha''$ -превращение, зависит от приложенного напряжения и предшествующей термомеханической обработки (ТМО). В частности, под действием напряжения составляющего $\sim 0,8\sigma_{0,2}^{293\text{K}}$, $\beta \rightarrow \alpha''$ -превращение начинается в закаленных образцах ниже ~ 140 К и в волооченых — ниже ~ 90 К. Рентгенографически в интервале температур 293–5 К определены тип решетки (орторомбическая) и параметры решетки α'' -мартенсита [4] (при 293 К: $a = 0,303(8)$ нм; $b = 0,470(7)$ нм; $c = 0,462(6)$ нм).

Общей низкотемпературной структурной неоднородностью для всех материалов этой группы является резкая локализация пластической деформации. Методом количественной электронной фрактографии показано, что величина деформации, локализованной в микрообъемах при разрушении, заметно возрастает, а деформируемый объем уменьшается с понижением температуры. Наиболее резкое увеличение ε_{loc} (в два раза) с понижением температуры от 20 до 4,2 К наблюдается в проволоке HT-50 и Nb после промежуточных отжигов [7,17]. Обращает на себя внимание большое абсолютное значение $\varepsilon_{\text{loc}} = (3-6)$, характеризующее запас пластичности материала в микрообъемах.

На основании данных количественного фрактографического анализа установлено, что в интервале температур 300–4,2 К, в том числе в области 20–4,2 К, ведущим микромеханизмом разрушения сплавов Ti-Nb (45 и 50% Nb) после всех ТМО является вязкое разрушение по механизму образования, роста и слияния микронесплошностей [7,18].

При исследовании характера пластической деформации и механических характеристик ОЦК СП материалов в сплаве Ti-45% Nb и проволоке HT-50 в интервале 300–4,2 К обнаружены следующие особенности (рис. 5): а) изменение знака производных $d\sigma_{\text{pr}}/dT$ и $d\sigma_{0,2}/dT$ для закаленных образцов в области 160–140 К; б) возрастание пластичности в закаленных и волооченых образцах с понижением температуры в интервалах 160–70 К и 130–70 К соответственно; в) немонотонное изменение зависимостей $\sigma_u(T)$ всех типов образцов в области температур 20–4,2 К; г) псевдоупругость и обратимые скачки напряжения на деформационных кривых

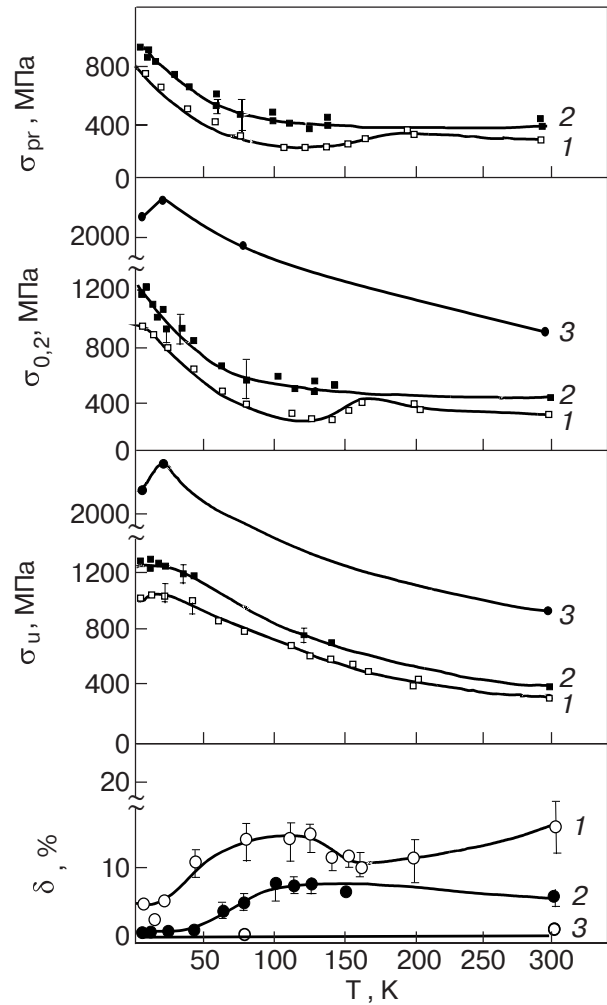


Рис. 5. Температурные зависимости механических свойств закаленных (1), волооченых образцов (2) сплава Ti-45% Nb и промышленной проволоки Ti-50% Nb (3).

$P(\Delta l)$, интервал проявления которых зависит от ТМО.

Сопоставление результатов исследования механических свойств и структурного состояния сплавов дало основание утверждать, что наблюдаемые немонотонности на кривых $\sigma_{\text{pr}}(T)$, $\sigma_{0,2}(T)$, $P(\Delta l)$ и $\delta(T)$ сплавов Ti-Nb определяются процессами $\beta \leftrightarrow \alpha''$ -превращения, которое сопровождается значительным объемным эффектом и происходит путем ориентированного сдвига. Кроме того, вклад в увеличение пластичности закаленных образцов (в интервале 160–70 К) вносит двойникование.

Для выяснения причин аномалии хода $\sigma_u(T)$, четко выраженной в проволочных образцах сплавов Ti-Nb в области 20–4,2 К, и снижения уровня пластичности закаленного и волооченого сплавов Ti-Nb в области 77–4,2 К рассматривали влияние следующих факторов: вязкохрупкого перехода, СП перехода, развития двойникования и температурной

зависимости коэффициента деформационного упрочнения. Как показано выше, вязкохрупкий переход не наблюдается ни в одном из материалов этой группы. СП переход также не вызывает снижения предела прочности сплавов; двойникование происходит только в закаленных образцах сплава Ti-45% Nb [18].

В то же время существенное возрастание ε_{loc} и уменьшение объема активной пластической деформации при температуре 4,2 К являются свидетельством того, что даже при столь низкой температуре деформационное упрочнение в зоне активной пластической деформации недостаточно для сдерживания локализации деформации и передачи скольжения в соседние области. В таком случае в узкой зоне активной пластической деформации происходит накопление деформационных дефектов, источников зарождения несплошностей, что, в конце концов, приводит к катастрофическому разрушению материала при незначительной макроскопической деформации. С этим, по-видимому, и связано anomalous снижение σ_u в указанном температурном интервале.

3.4.2. Механические свойства и характер разрушения композиционных материалов

Изучение механических свойств гетерофазного многожильного композита, состоящего из структурно-нестабильной армирующей компоненты — тонких проволок из сплава НТ-50 и медной матрицы, показало, что в области температур 9,5–4,2 К происходит снижение как прочностных, так и, в особенности, пластических свойств материала, прошедшего ТМО с применением промежуточных отжигов (ВПО), тогда как пластичность гидроэкструдированного композита (ГЭ) сохраняется на порядок более высокой в этой же области температур (рис. 6).

Структурные исследования [16] показали, что резкое снижение пластичности композита при низких температурах не может быть обусловлено вязкохрупким переходом в армирующей компоненте.

Оказалось, что в композитах с «мягкой» матрицей (полученных по технологиям с применением промежуточных отжигов) происходит множественное образование шеек в армирующем компоненте, в которых при 30 К появляются разрывы отдельных жил, а ниже 9–9,5 К наблюдаются множественные разрывы армирующего компонента. В то же время в композитах с «жесткой» матрицей (полученных без отжигов) деформация протекает макроскопически однородно в жилах и в матрице вплоть до одновременного разрушения всего композита.

Проведенное исследование позволяет утверждать, что уровень низкотемпературной пластичности ком-

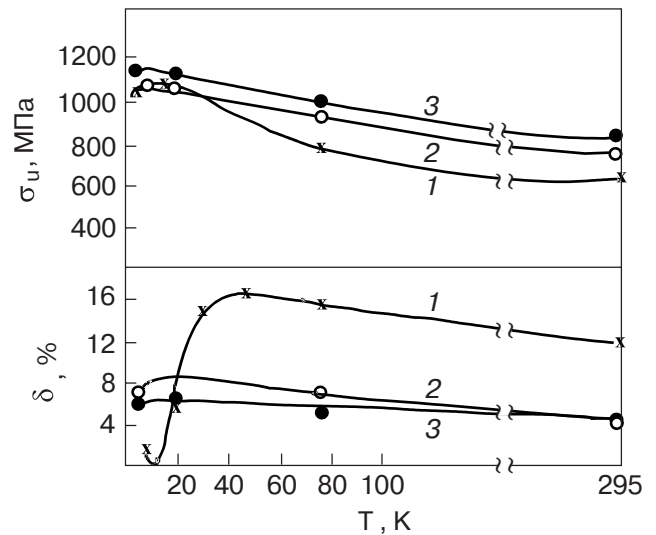


Рис. 6. Температурные зависимости предела прочности σ_u и относительного удлинения композитов δ , полученных путем ВПО (1) и ГЭ с ультратонкими жилами диаметром 0,2 (2) и 0,1 мкм (3).

позитов, состоящих из металлических материалов с различными кристаллическими решетками (ОЦК и ГЦК), как в случае структурностабильного, так и в случае метастабильного ОЦК компонента, определяется соотношением прочностных и пластических свойств матрицы и армирующего волокна с учетом резко возрастающей с понижением температуры от 20 до 4,2 К локализации пластической деформации последнего. При высокой прочности матрицы локализация пластической деформации армирующего компонента подавляется путем передачи усилия матрице, деформируемый объем которой локально упрочняется, и дальнейшая деформация композита транслируется вдоль оси образца в новое сечение. Таков структурный механизм сохранения высокой прочности в сочетании с заметной пластичностью композита при самых низких температурах его деформирования. При низкой прочности матрицы низкотемпературная деформация композита происходит в данном локальном сечении вплоть до разрушения армирующего компонента и композита в целом, что и является причиной охрупчивания гетерофазного материала при низких температурах.

Заключение

В настоящей работе проведен системный анализ и классификация разнообразных по своей физической природе и внешним проявлениям на различных уровнях механизмов, контролирующих пластичность, деформационное упрочнение и разрушение реальных металлических материалов при низких температурах. Предложены принципы разделения разнообразных материалов по группам с

точки зрения их поведения при низкотемпературном деформировании.

Такая систематизация оказалась возможной благодаря рассмотрению многостадийного и многофакторного процесса пластической деформации на всех его стадиях с позиций определяющей роли эволюции дефектной микроструктуры и установления качественной и количественной корреляции между микроскопическими параметрами структуры и макроскопическими механическими характеристиками материалов.

Развитый подход оказался достаточно эффективным при выработке критериев оценки и отбора конструкционных материалов, работоспособных в экстремальных условиях эксплуатации криогенной и аэрокосмической техники, а также при разработке нетрадиционных методов криогенной термомеханической обработки ряда материалов [1].

В заключение автор приносит глубокую благодарность проф. Ф.Ф. Лаврентьеву за многолетнее определяющее сотрудничество и В.А. Лотоцкой, В.В. Сергиенко, И.Н. Богаенко за помощь в подготовке рукописи к публикации.

1. Ю.А. Похил, *Металлофизика и новейшие технологии* **21**, №6, 3 (1999).
2. В.А. Москаленко, А.Р. Смирнов, В.Н. Ковалева, В.Д. Нацик, *ФНТ* **28**, 1310 (2002).
3. Б.И. Веркин, В.В. Пустовалов, *Низкотемпературные исследования пластичности и прочности. Приборы, техника, методы*, Энергоиздат, Москва (1982).
4. В.А. Лотоцкая, В.Я. Ильичев, А.И. Прохвятилов, А.П. Исакина, *Металлофизика* **12**, 78 (1990).
5. В.А. Лотоцкая, В.Я. Ильичев, *ФММ* **9**, 141 (1990).
6. В.Я. Ильичев, В.А. Лотоцкая, *Проблемы прочности* **5**, 61 (1980).
7. Ю.А. Похил, В.А. Лотоцкая, Ф.Ф. Лаврентьев, В.Я. Ильичев, *ФММ* **64**, 549 (1987).
8. V.Ya. Ilchev, F.F. Lavrentev, V.A. Lototskaya, and Yu.O. Pokhyl, *Cryogenics* **23**, 387 (1983).
9. Ю.А. Похил, *Взаимодействие дислокаций и деформационное упрочнение монокристаллов магния и цинка*, Дисс... канд. физ.-мат. наук, Харьков (1975).
10. F.F. Lavrentev, Yu.O. Pokhyl, and I.N. Zolotukhina, *Mater. Sci. Engin.* **23**, 69 (1976).
11. P.P. Dudko, F.F. Lavrentev, and Yu.O. Pokhyl, *Cryogenic Properties of Metals and Welds. Proc. Inter. Conf.*, K.A. Yuschenko, D.A. Wigley, and A.F.

Clark (eds.), Boulder, Colorado Published (1987), p. 345.

12. B.I. Verkin, F.F. Lavrentev, Yu.O. Pokhyl, and V.V. Sergienko, *Cryogenic Properties of Metals and Welds. Proc. Inter. Conf.*, K.A. Yuschenko, D.A. Wigley, and A.F. Clark (eds.), Boulder, Colorado Published (1987), p. 357.
13. М.М. Химушин, *Жаропрочные стали и сплавы*, Металлургия, Москва (1964).
14. F.F. Lavrentev, Yu.O. Pokhyl, V.V. Sergienko, P.P. Dudko, V.Ya. Ilchev, G.I. Maslii, A.I. Telegon, P. Petza, and I. Krczicz, *Mater. Sci. Engin.* **A158**, 157 (1992).
15. D.A. Wigley, *Mechanical Properties of Materials at Low Temperatures*, New-York-London.: Plenum Press. 373 (1971) (in Russian).
16. В.А. Лотоцкая, Ю.А. Похил, *Металлофизика и новейшие технологии* **22**, №2, 70 (2000).
17. Yu.O. Pokhyl, V.A. Lototskaya, and F.F. Lavrentev, *Cryogenics* **33**, 1053 (1993).
18. V.A. Lototskaya, Yu.O. Pokhyl, V.Ya. Ilchev, F.F. Lavrentev, and S.P. Zabolotin, *Cryogenics* **25**, 146 (1985).
19. F.F. Lavrentev and V.L. Vladimirova, *Mater. Sci. Engin.* **30**, 131 (1977).

The structural mechanisms of low-temperature work hardening and fracture of cryogenic metallic materials

Yu.O. Pokhyl

The results of original investigations were used to consider and to analyse different physical problematic aspects of fracture and work hardening of metallic materials at low temperatures (the macroscopic behavior, the microstructural processes influencing the plastic flow and work hardening, the mechanisms of fracture nucleation and propagation at the final stage of plastic deformation). The analysis was made from the viewpoint of microstructural state evolution in the course of plastic deformation in a temperature range 300–4.2 K for different types of structural metallic materials. The characteristic physical situations which occur under low-temperature plastic deformation and fracture of solids are summarized and classified.