

PACS numbers: 61.72.jd, 62.20.Hg, 62.20.M-, 62.23.Pq, 66.30.J-, 79.60.Jv, 81.40.Np

## Современные тенденции развития физики легких металлов

В. Г. Ткаченко

*Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3,  
03680, ГСП, Киев-142, Украина*

Обобщены результаты оригинальных теоретических и экспериментальных исследований в области физики прочности, микро- и нанотекучести, кинетики и механизма примесного охрупчивания наиболее легких металлов с ГПУ-решеткой — бериллия и магния, а также алюминия и титана. Часть из них связана с научным наследием выдающихся физиков — академиков В. Н. Гриднева и А. А. Смирнова. Дан краткий анализ существующих подходов к проблеме низкотемпературной хрупкости и хрупкой прочности, основанных на силовых (атермических) критериях зарождения разрушения. Рассмотрен новый подход к оценке механических свойств ГПУ-металлов, учитывающий атермический и термически активированный вклады на субкритической стадии стабильного роста и взаимодействия структурных дефектов. В терминах разработанной дислокационной теории температурной зависимости истинного разрушающего напряжения и термоактивационного анализа микротекучести, предшествующей и сопутствующей распространению разрушения, построена новая принципиальная (обобщенная) схема квазихрупкого перехода. Исследованы открытые системы с частично нарушенным дальним порядком и отклонением от классического (аррениусовского) поведения, вызванными сменой механизма диффузии и кластеризацией структуры (ГПУ-Ti-H, ГПУ-Be-C). Разработаны физические принципы прецизионного легирования для *in situ* объемной нанокластеризации структуры конденсированных металлических систем (расплавов и их твердых растворов, пересыщенных избыточными вакансиями). На этой основе решена физическая проблема и установлена природа радикального повышения квантового выхода фотоэмиссии ГПУ-Mg и ГЦК-Al в УФ-области спектра. Разработан класс перспективных фотоэмиссионных материалов на основе металлических систем сплавов Mg-Ba-Li и Al-Li-Ba, предназначенных для импульсных фотоэлектронных инжекторов лазеров на свободных электронах и технологических электронных ускорителей нового поколения. Указаны новые области применения легких металлов и их сплавов, содержащих нанокластеры с собственной электронной структурой.

Узагальнено результати оригінальних теоретичних і експериментальних досліджень в області фізики міцності, мікро- і наноплинності, кінетики й механізму домішкового окрихчення найбільш легких металів із ГЦП-гратницею — берилію і магнію, а також алюмінію і титану. Частина з них пов'язана з науковими дослідженнями видатних фізиків — академіків В. Н. Гріднева й А. А. Смирнова. Дано короткий огляд існуючих підходів до проблеми низькотемпературної крихкості й крихкої міцності, заснованих на силових (атермічних) критеріях зародження руйнування. Розглянуто новий підхід до оцінки механічних властивостей металів, що враховує атермічний і термічно активований внески на субкритичній стадії стабільного росту структурних дефектів. У термінах розробленої дислокаційної теорії температурної залежності істинного руйнуючого напруження й термоактиваційної аналізи мікроплинності, що передує й супроводжує поширення руйнування, побудовано нову принципову (узагальнену) схему квазикрихкого переходу. Досліджено відкриті системи із частково порушеним далеким порядком і відхилом від клясичного (Арреніусового) механізму дифузії, що спричинено зміною механізму дифузії та кластеризацією структури (ГЦП-Ti-N, ГЦП-Be-C). Розроблено фізичні принципи прецизійного легування для *in situ* об'ємної нанокластеризації структури конденсованих металевих систем (розтопів і їх твердих розчинів, пересичених надлишковими вакансіями). На цій основі розв'язано фізичну проблему радикального підвищення квантового виходу фотоемісії ГЦП-Mg і ГЦК-Al в УФ-області спектру. Розроблено нову класу перспективних фотоемісійних матеріалів на основі металічних систем стопів Mg-Ba-Li й Al-Li-Ba, які призначені для інжекторів лазерів на вільних електронах і технологічних електронних прискорювачів нового покоління. Зазначено нові області застосування легких металів і їх стопів, що містять нанокластери з власною електронною структурою.

The results of original theoretical and experimental researches in a field of strength physics, micro- and nanoyield, kinetics and mechanisms of the delayed fracture and impurity embrittlement of light metals (h.c.p. Mg, h.c.p. Be, h.c.p. Ti and f.c.c. Al) are generalized. Some of them are concerned with scientific legacy of outstanding physicists—academicians V. N. Gridnev and A. A. Smirnov. It is deduced that existing traditional approaches to a problem of low-temperature brittleness of metals and their brittle strength based on power (athermal) criteria of the fracture nucleation do not provide valuable information for the understanding of an origin of the temperature dependences of true fracture stress to be observed in the temperature range of quasi-brittle transition in h.c.p. and b.c.c. metals, their solid solutions and eutectic metal-alloy systems. On the basis of the thermally-activated analysis of the microyield, which is predecessor and accompanying for the fracture propagation, another approach is proposed to an estimation of mechanical properties of light metals, which allows for athermal and thermally-activated contributions at a subcritical stage of the microcrack growth and interaction of the structural defects with a goal of improving the strength characteristics of these metal alloy systems. In terms of the newly developed physical (dislo-

cation) theory of temperature dependence of the true fracture stress to be valid for b.c.c. and h.c.p. metals, the new basic (generalized) scheme of the quasi-brittle transition is constructed that includes the well-known Ioffe–Davidenkov’s scheme as a special case. Effects of deviations from classical (Arrhenius) behaviour in Mg–Ba and Al–Li systems to be observed at high temperatures are caused by a change of the diffusion mechanism in h.c.p. interstitial solid solutions such as h.c.p.-Be–C as well as by the nanoclustering of a structure in substitutional solid solution such as h.c.p.-Ti–H and h.c.p.-Mg–Ba oversaturated by excess vacancies. Physical principles of the precise alloying for the *in situ* bulk nanoclustering of a structure of the condensed metal systems (metal melts and their extended solid solutions) are formulated in order to solve the physical problem and thereby to reveal the origin of the cluster-induced photoemission centres responsible for the crucial increase (by two–three orders of magnitude) of quantum efficiency of simple light metals (h.c.p. Mg and f.c.c. Al) within the UV-spectrum range. The class of promising photoemission materials based on ternary Mg–Ba–Li and Al–Li–Ba alloy systems is developed with the goal of applying them as pulse bulk photocathodes in high-current electronics including the next RF-guns of FELs and electron accelerators. The new scopes of applying these materials containing nanoclusters with the intrinsic (shell) electronic structure are specified.

**Ключевые слова:** прочность, квазихрупкое разрушение, нанокластер, фотоэмиссия.

(Получено 17 ноября 2008 г.)

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Прогнозируя развитие современной металлургии и физического материаловедения, специалисты в нашей стране и за рубежом выдвигают изменение сопротивления разрушению в условиях хрупкого перехода как один из основных критериев для оценки качества легких металлов, их сплавов и перспективных конструкционных материалов. Однако их низкотемпературная хрупкость, ограничивающая развитие ряда приоритетных направлений новой техники, является сложной многоплановой проблемой физики твердого тела, требующей разработки новых физических подходов, аналитических решений и более достоверных критериев полного динамического разрушения. Становится очевидным, что в физике прочности сложилась новая теоретико-познавательная ситуация, в которой рассматривается несколько вариантов решения проблемы разрушения — от термофлуктуационного механизма разрыва атомных связей [1, 2], основанного на идеях Журкова с сотрудниками [3–5] до абсолютизации идеи микроскопа при пластической деформации [6]. В связи с этим нельзя рассчитывать на дальнейший прогресс в этой области без привле-

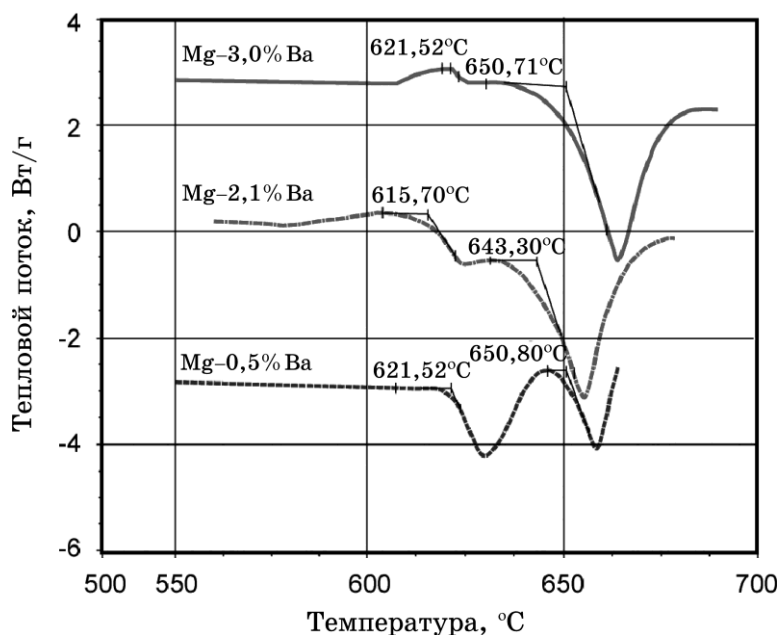
чения современных физических представлений и новых сведений о роли микроструктуры, межатомных взаимодействий, структурных и фазовых превращений, термической активации и пластической (дислокационной) релаксации в механизме разрушения. При этом сопротивление распространению разрушения обеспечивается сопутствующей ему микропластической деформацией, локализованной в вершине дефектов, например, в процессе непрерывного растяжения.

## 2. ФИЗИКА ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ: КЛАСТЕРИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ

В модельных представлениях [7–9] расплав описывается микро-неоднородной структурой, представляющей собой изолированные кластеры с близкодействующим упорядочением и межкластерную разупорядоченную зону, и поэтому рассматривается, как динамический аналог поликристалла с двумя структурными составляющими — кристаллической матрицей и границами (поверхностями раздела).

По современным представлениям в известных подходах [10] кристаллизация в закрытых системах, особенно в условиях, далеких от равновесия, при пересыщении металлических расплавов, рассматривается как совокупность конкурентных процессов зарождения и взаимодействия кластеров (предфазовых выделений), кристаллов, нанокристаллов (твердых фаз) и их агрегатов. Таким образом, по крайней мере, часть кластеров устойчивых видов становятся центрами зарождения кристаллизации. В связи со стремительным развитием нанотехнологий [11] и самоуправляемого синтеза наноструктурных материалов [12, 13] кластеризация структуры расплава является основой технологии формирования металлических наносистем.

Температура плавления уменьшается с увеличением размера нанокластера, вплоть до комнатной температуры, например, для объема, полностью занятого кластерами золота [8]. Для естественной технологической среды, в т.ч. квазиэвтектики, содержащей до 5 об.% кластеров, этот эффект значительно меньше, не более 15°C. Более точными методами ДТА (InterTech Corp., U.S.A.) исследованы фазовые переходы в сплавах системы Mg–Ba с различной концентрацией кластерообразующего элемента (до 5% Ba). Установлено, что кластеризация структуры расплава действительно снижает температуру плавления Mg–2,1% Ba (рис. 1). В остальных сплавах этот эффект не выявлен. При более детальных исследованиях ДТА в координатах, «температура перегрева–степень переохлаждения при кристаллизации» в сплавах Al–Li–Ba и Mg–Li–Ba найдены температурно-концентрационные



**Рис. 1.** Кластеризация структуры расплава Mg-2,1% Ba (по данным DSC-TGA, InterTech Corp., U.S.A.).

области устойчивого формирования нанокластеризованной структуры расплава [14]. Они проявляются в виде максимумов тепловых эффектов, которые характеризуют предельные степени переохлаждения для самоорганизации кластеризованной структуры при оптимальной температуре перегрева, которая зависит от чистоты исходной матрицы и концентрации легирующего элемента.

### **3. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ АТОМОВ В НЕИДЕАЛЬНЫХ ПЛОТНОУПАКОВАННЫХ МЕТАЛЛАХ: ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА ТЕОРЕТИЧЕСКИХ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ**

До сих пор остается открытым вопрос о физической природе твердых растворов. В соответствии с представлениями Бугакова-Тернбалла (1951), Шьюмона (1966) и Досуэйла-Брука (1978) обнаруженные при низких температурах отклонения от закона Аррениуса объясняются ускорением диффузии по границам зерен или дислокациям.

При исследовании примесной самодиффузии в неидеальных плотно упакованных кристаллах [15] были обнаружены новые закономерности, вызывающие отклонения от закона Аррениуса

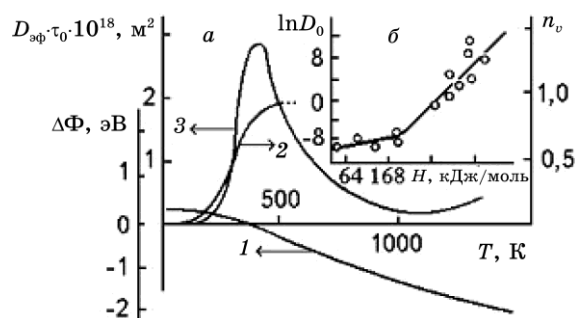
при повышенных температурах. В связи с этим возникла необходимость теоретического обоснования механизма диффузии для этих систем.

Под руководством академика А. А. Смирнова и на основе созданной им системы физических представлений [16–18] авторским коллективом ИМФ НАН Украины (В. Н. Бугаев и В. А. Татаренко) и ИПМ НАН Украины (В. Г. Ткаченко, И. Н. Максимчук с сотрудниками) выполнен единый цикл работ [19–23], который стал основой перспективного научного направления, связанного с дальнейшим развитием целостных концепций водородной хрупкости, упрочнения и гидрогенолиза одно- и двухкомпонентных водорододержащих металлических систем [22].

Авторами [18] были разработаны новая теория самодиффузии и химической диффузии в сплавах замещения и нестехиометрических соединениях с учетом избыточной концентрации индуцированных водородом вакансий [21–22], а также модель деформационных эффектов для описания структурных фазовых превращений в этих системах [21]. Теоретические расчеты [20, 23] предсказали, в частности, аномалии диффузии (с отклонением от закона Аррениуса) и ряд новых физических закономерностей упорядочения примесных атомов (ПА), вызванных изменением типа энергетически и геометрически неэквивалентных позиций, преимущественно занимаемых ПА при повышении температуры кристалла-растворителя. Для экспериментальной проверки теории деформационного взаимодействия ПА, учитывающей анизотропию упругости и дискретность структуры сплавов внедрения [20], были получены общие выражения для энергий внедрения ПА  $\Phi_i$  и  $\Phi_v$  (в октаэдрические междоузлия и вакантные узлы кристаллической решетки соответственно), позволяющие исследовать равновесное распределение ПА в неидеальных плотноупакованных кристаллах, в частности, ГПУ-металлах, в широком интервале температур на основе предложенного механизма термически активируемого изменения преимущественной локализации в позициях ( $i, v$ ) с различной координацией (рис. 2).

На этом основании в рамках структурно-энергетического приближения сформулированы общий теоретический принцип термически активированного изменения механизма обменной примесной самодиффузии, обусловленной в неидеальных плотноупакованных кристаллах, температурнозависимым вкладом упругой составляющей собственной энергии внедрения примесных атомов, а также количественный критерий для выбора энергетически наиболее выгодных позиций с различной координацией для примесных атомов с учетом анизотропии упругости и дискретности ГПУ-решетки [19].

В наших экспериментах были обнаружены два новых эффекта,

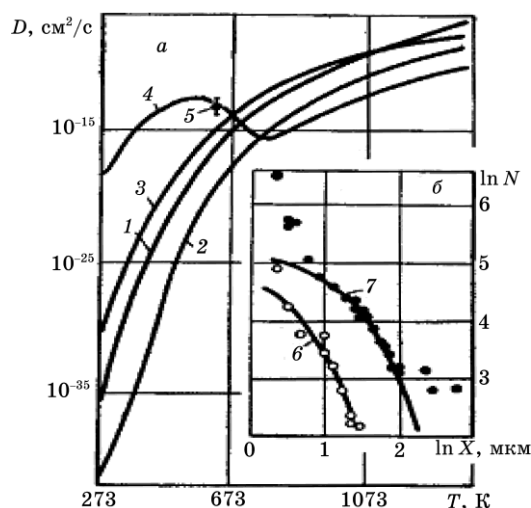


**Рис. 2.** (а) Отклонение от соотношения Аррениуса и смена механизма диффузии в координатах  $\ln D_0 - H$  [20] для низких ( $H < 168$  кДж/моль) и высоких температур ( $H > 168$  кДж/моль). (б) Расчетные температурные зависимости разности удельных энергий внедрения  $\Delta\Phi = \Phi_v - \Phi_i$  (1), вакантных узлов  $n_v$  (2) и параметра объемной самодиффузии  $D_{\text{эб}}\tau_0$  (3) для твердого раствора элемента  $X$  (атомов углерода) в кристалле Ве с ГПУ-структурой ( $H$  — энергия активации диффузии;  $D_{\text{эб}}(T)$  — коэффициент объемной самодиффузии изолированных ПА, мигрирующих частично по вакантным узлам и частично по междоузлиям, т.е.  $D_{\text{эфф}} = n_i D_i + n_v D_v$ ;  $\tau_0$  — параметр размерности времени).

вызывающих отклонения металлов от аррениусовского поведения при высоких температурах из-за смены механизма диффузии (А, рис. 2, 3) или кластеризации структуры твердых растворов (Б, рис. 4, 5).

А. Для ГПУ-твердых растворов системы Ве-С, Ве-Fe-С предсказаны и подтверждены немонотонный (неаррениусовский) характер температурной зависимости эффективного коэффициента диффузии и аномальное (на один-два порядка) замедление объемной самодиффузии атомов углерода, занимающих нормальные позиции внедрения. Этот эффект объясняется сменой контролирующего механизма диффузии (атомов С в ГПУ-Ве) из-за развития термически активированного смешанного (междоузельно-вакансионного) механизма, вызывающего существенное увеличение доли растворенных атомов в вакантных узлах, т.е. более благоприятных энергетических позициях замещения [20] при повышении температуры кристалла-растворителя (рис. 2, 3).

Макроскопическое проявление смешанного механизма диффузии и изменение природы твердых растворов обеспечиваются примесными атомами, мигрирующими (по аррениусовским механизмам) частично по междоузлиям и частично по вакантным узлам с более высокой вероятностью заполнения вакантных узлов при повышении температуры кристалла-растворителя. Смена контролирующего механизма диффузии атомов углерода в ГПУ-решетке Ве с отклонением от закона Аррениуса происходит в ре-



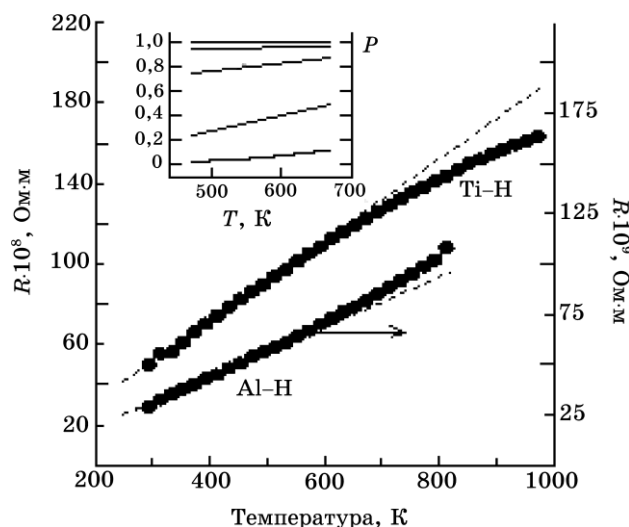
**Рис. 3.** Изменение механизма диффузии атомов углерода в ГПУ-кристаллах Fe: (а) температурные зависимости коэффициента диффузии Fe (1), углерода (2, известные модели), самодиффузии Fe (3), углерода (4, 5 новая теория и эксперимент при 620 К); (б) данные послойного радиометрического анализа  $^{14}\text{C}$ , подтверждающие смену механизма диффузии С в ГПУ-Fe ( $N$  — интегральная активность остатка,  $X$  — глубина проникновения после отжига в течение 25 (6) и 125 часов (7)).

зультате постепенного (термически активированного) перехода (600–870 К) от преимущественно междоузельного механизма, характерного для твердых растворов внедрения, к вакансионному механизму свойственному твердым растворам замещения.

Таким образом, будучи легко подвижным элементом внедрения, выше 870 К углерод уже как элемент замещения диффундирует по классически вакансионному механизму и становится одним из самых малоподвижных примесных атомов. С этих позиций разработаны концепции термического раскрепления базисных дислокаций и внутренней конкурентной сегрегации элементов внедрения и замещения на структурных дефектах.

**Б.** При повышенных температурах в твердых растворах  $Me-H$  обнаружен эффект отклонения электросопротивления от линейной температурной зависимости, справедливой для чистых металлов, из-за захвата атомов H несобственными (примесными) вакансиями (рис. 4). Установлено, что кластеризация точечных дефектов на ранних стадиях распада является общей тенденцией для неравновесных и метастабильных (закаленных, микропластически деформированных и термически стареющих) состояний твердых растворов внедрения и замещения с ГЦК- и ГПУ-структурой ( $Mg-Ba$ ,  $Al-Li$ ,  $Al-Ge$ ,  $Me-H$ ). На основе предсказан-



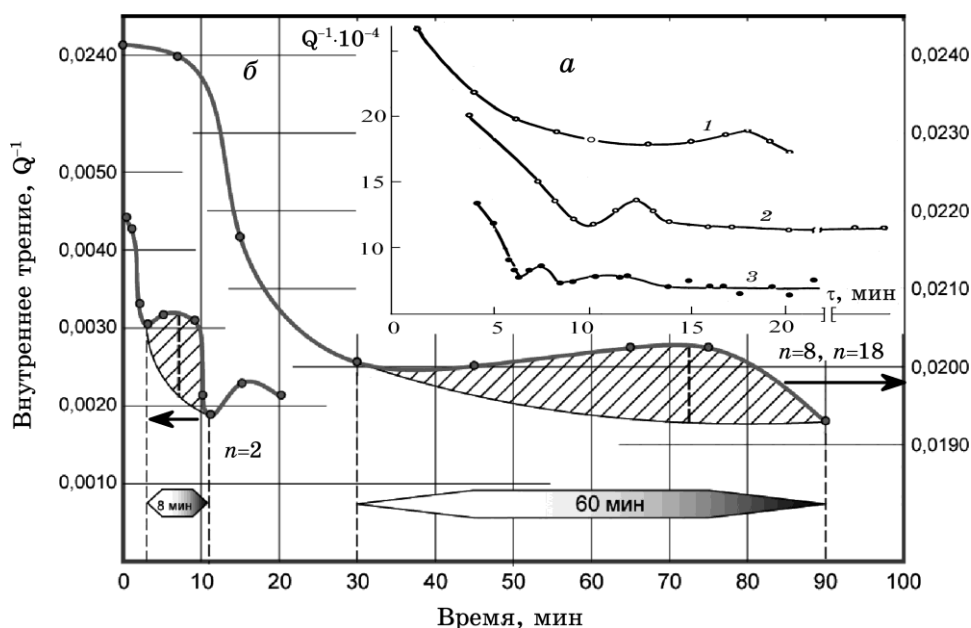


**Рис. 4.** Высокотемпературные отклонения от линейного соотношения Аррениуса для сплавов Ti-H (гидридообразующая система) и Al-H (гидридообразующая система) по данным температурной зависимости электропроводности. Вставка: вероятность захвата вакансиями атомов водорода (модель Хашимото-Кино, 1983). Величина и знак отклонения  $\Delta R(T)$  зависят от склонности металла к образованию гидрида.

ных и измеренных эффектов предложены модель кластеризации структуры твердых растворов, пересыщенных вакансиями, и новый физический метод определения концентрации водородных (примесных) вакансий по данным температурной и концентрационной зависимостей электропроводности твердых растворов Me-H (сплавов внедрения).

#### 4. КОНЦЕПЦИЯ КЛАСТЕРИЗАЦИИ СТРУКТУРЫ КОНДЕНСИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ СПЛАВОВ

С единых позиций разрабатывается концепция нанокластеризации структуры конденсированных систем (расплавов и их твердых растворов), которая учитывает эффективную растворимость химических элементов на структурных дефектах (например, избыточных вакансиях) по близкодействующему механизму с отклонением от закона Аррениуса [24, 25]. Сформированы физические основы формирования кластеризованной структуры в условиях, далеких от термодинамического равновесия, в т.ч. с образованием квазиэвтектики, которая считается естественной технологической средой для химического синтеза наносистем, «встроенных» в кристаллическую решетку матрицы [26, 27]. Новый



**Рис. 5.** Кинетика блокирования свободных дислокаций в сплаве системы ГПУ-Ве-С, Fe по механизму Коттрелла-Билби-Харпера (*a*); физическая кинетика кластеризации дефектов в сплаве Mg-2,1% Ва с образованием нанокластеров  $Mg_nBa_m$  в недрах твердого раствора ГПУ-Mg-Ва (*б*).

подход открывает перспективы для разработки литейной технологии формирования наносистем с улучшением комбинацией физико-механических свойств.

Одинаковый характер начальных участков изотерм, наличие температурно-зависимых максимумов, время появления которых определяет скорость процесса (диффузии, кластеризации) означает фактически, что при активационном анализе термодинамически неравновесных систем следует учитывать физическую кинетику дефектов (рис. 5). Например, стремление к локальному равновесию системы ГПУ-Ве-С подчиняется классическому закону Коттрелла-Билби  $\propto \tau^{2/3}$  с образованием (по дальнедействующему механизму диффузии) на свежих дислокациях сегрегаций и нанофаз внедрения ( $Ve_2C$ ) (рис. 5, *a*). В тоже время локальное равновесие системы ГПУ-Mg-Ва, пересыщенной избыточными вакансиями, сопровождается самоорганизацией структуры, состоящей из химически связанных кластеров  $Mg_nBa_m$  с новой (оболочечной) электронной структурой. Кинетика кластеризации дефектов (рис. 5, *б*) способствует формированию по близкодействующему механизму упорядочения стабильных свойств нанокластера. Они определяются порядковыми (магическими) числами  $n$

**ТАБЛИЦА 1.** Параметры аппроксимации спектров позитронной аннигиляции Mg и сплава Mg–Ba (суперпозицией  $S_p$  и  $S_g$ ).

Система	Площадь параболы $S_p$ , %	Площадь гауссиана $S_g$ , %	$\sigma_F$ , мрад	$r_m$ , нм	Размер дефекта (радиус локализации позитронной волновой функции)
Mg	75,4	24,6	5,32	0,060	0,156
Mg–2,1% Ba	78,1	21,9	5,09	0,063	0,079

(для Mg–2,1% Ba  $n = 2$ , Mg<sub>2</sub> — вакансия: первичный парный дефект, для Mg<sub>6</sub>Ba<sub>2</sub>  $n = 8$ , для Mg<sub>16</sub>Ba<sub>2</sub>  $n = 18$ , фаза стехиометрического состава Mg<sub>17</sub>Ba<sub>2</sub>), соответствующими пикам потенциала ионизации, ее наибольшей энергии [28].

Важно подчеркнуть, что ПЭМ-наблюдения тонкой структуры подтверждают присутствие нанокластеров размером 4–12 нм, с плотностью упаковки в матрице до  $5 \cdot 10^{10}/\text{см}^2$  в литых магниевых сплавах системы ГПУ–Mg–Ba [26]. Эти предфазовые образования, когерентно связанные с матрицей, например, Mg<sub>16</sub>Ba<sub>2</sub> обнаруживаются по картинам электронной микродифракции стехиометрической фазы Mg<sub>17</sub>Ba<sub>2</sub>, что свидетельствует о сродстве их параметров решетки элементам кристаллографической симметрии в соответствии с принципом П. Кюри [29]. Дугообразная форма и размытость матричных рефлексов указывают на кластеризацию структуры твердого раствора.

Первичные эффекты нанокластеризации структуры крайне ограниченных твердых растворов этой системы связываются с образованием в твердофазных реакциях парных дефектов, содержащих избыточные вакансии, и обнаруживаются методами рамановской спектроскопии и аннигиляции позитронов (табл. 1).

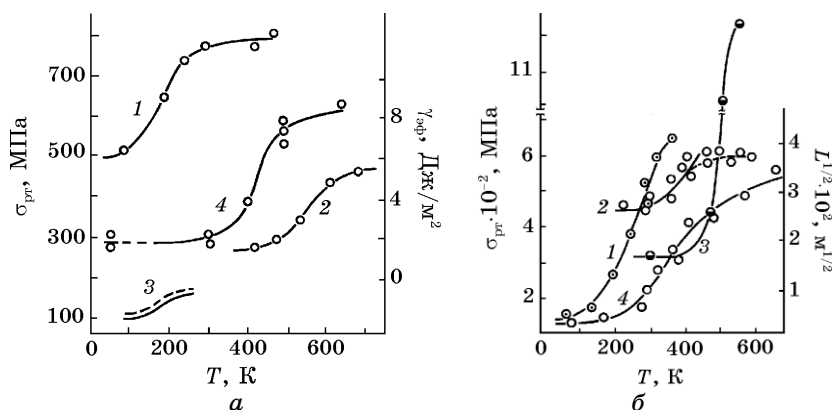
Уменьшение (примерно в два раза) радиуса локализации волновой функции позитрона в сплаве Mg–2,1% Ba (по сравнению с магнием) свидетельствует о том, что атомы Ba находятся рядом с вакансиями, локализуя, в отличие от магния, «рассеянную» по всем вакансиям плотность позитронов.

## 5. ФИЗИЧЕСКАЯ (ДИСЛОКАЦИОННАЯ) ТЕОРИЯ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ИСТИННОГО РАЗРУШАЮЩЕГО НАПРЯЖЕНИЯ. НОВАЯ ПРИНЦИПИАЛЬНАЯ (ОБОБЩЕННАЯ) СХЕМА КВАЗИХРУПКОГО ПЕРЕХОДА В КРИСТАЛЛАХ

В связи с постановкой проблемы получения пластичных состояний ОЦК–Cr и ГПУ–Be, наиболее хрупких металлов Периодической системы элементов, по инициативе академика В. Н. Гриднева в 60-х

годах в ИМФ АН УССР были начаты систематические и широко-масштабные исследования физической природы хрупкости металлических кристаллов VIA, IIA и IV групп/подгрупп [30]. Затем они были продолжены в ИПМ АН УССР под руководством академика В. И. Трефилова с сотрудниками. Теоретические разработки академика А. А. Смирнова также имели непосредственное отношение к проблеме примесного охрупчивания металлов сопутствующими и технологически неизбежными примесями.

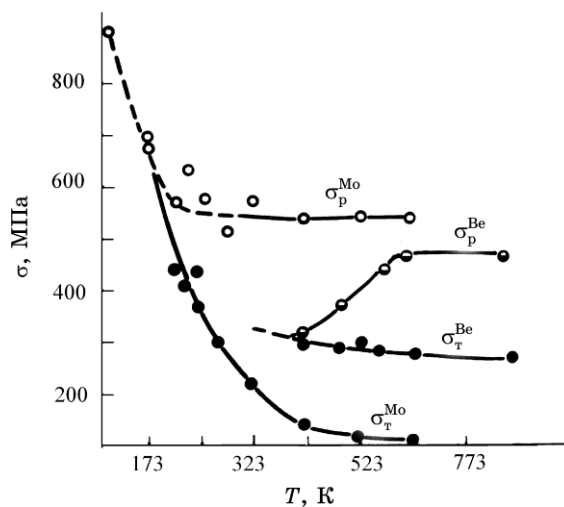
Хрупкие или почти хрупкие материалы отличаются высокой чувствительностью к зарождению дефектов. Поэтому для описания хладноломкости в рамках дислокационной теории предела текучести обычно используют теоретический анализ зарождения хрупкого разрушения, основанного на фундаментальных концепциях Стро и Гриффитса, которые рассматривали это явление как атермическое и критическое (спонтанное, внезапное) только вблизи порога хладноломкости ( $T_x^{шт}$  или  $T_x^{н}$ ). В этом случае хладноломкость кристаллов (с постоянным сопротивлением хрупкого отрыва) описывается полуэмпирически принципиальной схемой Иоффе–Давиденкова. Тем не менее, указанная система представлений, построенная на макроскопических принципах трудноактивируемого скольжения, а также феноменологические подходы (Коттрелла–Петча и Коттрелла–Фриделя) не объясняют более сложную природу этого явления, в частности, наблюдаемую температурную зависимость истинного разрушающего напряжения (рис. 6), характерную для многих



**Рис. 6.** Расчетные и экспериментальные температурные зависимости истинного разрушающего напряжения  $\sigma_{fr}^*$  для ГПУ-кристаллов (а): 1, 2 — Ве технической чистоты в исходном (1) и рекристаллизованном (2) состояниях; 3 — Zn; 4 — монокристалл Ве-0,01% С (99,977% Ве) и для ОЦК-кристаллов (б): 1 — W; 2 — Fe-3% Si, 3 — сплав CrLa, 4 —  $L^{1/2}(T)$ , сплав MoMT. Совмещенные графики составлены, в т.ч. по литературным данным, приведенным в [27].

реальных (примесных) кристаллов с дефектной структурой, содержащей дислокационные источники релаксации в критическом интервале температур квазихрупкого (постепенного) перехода.

Концепция Стро [31] остается пока непревзойденным физическим описанием хрупкого разрушения в условиях, когда зарождение атомноострой субмикротрещины (Гриффитса) является критической (трудноактивируемой) стадией в терминах силового взаимодействия дефектов. Однако рост дислокационного зародыша субмикротрещины уже не удовлетворяет физическому критерию Стро, справедливому для зарождения хрупкого разрушения в поле дислокационных скоплений из-за отсутствия на границах локальных перенапряжений [32]. Кроме того, при безактивационном зарождении этого дефекта (энергетический критерий Гриффитса) разрушающая микротрещина уже не является критической ко всему поликристаллическому агрегату в целом. Наконец, известные модели микроскола, основанные на принципах механики динамического разрушения (Гриффитса–Орована, Билби–Коттрелла–Свиндена), и описывающие перезарождение остановленных микротрещин как хрупких (модель Гриффитса–Орована) или вязких дефектов (модель Тетельмана), не учитывают наблюдаемый в экспериментах субкритический (прерывистый) рост квазихрупких дефектов (рис. 7–9). К этому следует добавить, что результаты вычислений  $T_x^{ст}$ , обработанные в теоретических координатах Стро  $1/T_x^{ст} - \ln d_3$  для более широкого класса полухрупких материалов и сплавов (например,



**Рис. 7.** Характерные температурные зависимости механических свойств металлов, подтверждающие наличие двух критических (трудноактивируемых) стадий — зарождения (ОЦК-Мо) и распространения (ГПУ-Ве) разрушения металлов.

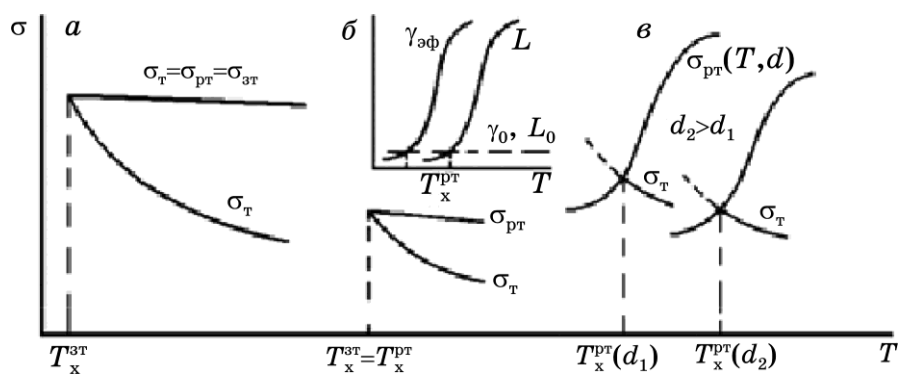


Рис. 8. Принципиальные схемы хрупкого перехода для кристаллов: схема Иоффе–Давиденкова (а); новые модели (б, в).

Cr–La), не обладающих легкоактивируемым сколом, отклоняются от прямолинейной зависимости, принятой для зародышевых (разрушающих) субмикротрещин [32].

Таким образом, известные дислокационные механизмы микроскола в ОЦК-кристаллах и легкоактивируемого (базисного) скола в ГПУ-кристаллах не исчерпывают всех видов наблюдаемого разрушения реальных дефектных кристаллов, особенно термически активируемого разрушения, замедленного на субкритической стадии подрастания дефектов при высоких температурах, когда зарождение субмикротрещин при содействии термической флуктуации является легкоактивируемой стадией [27], примесного (контролируемого диффузией) или водородного охрупчивания и др. На этом основании зарождение разрушения следует рассматривать как критическую (трудноактивируемую) стадию образования критической плотности скопления (раскалывающих дислокаций), вызывающего спонтанное, самопроизвольное, атермиче-

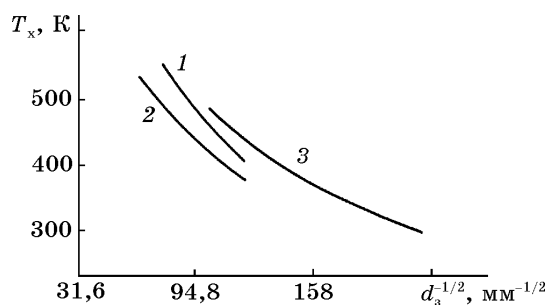


Рис. 9. Структурная чувствительность  $T_x$  для бериллия: 1 — экспериментальные данные для металла высокой чистоты (>99,9% Be); 2 — теоретическая кривая  $T_x^{zt}$ ; 3 — теоретическая кривая  $T_x^{pt}$ .

ское распространение зародышевой (разрушающей) субмикротрещины Стро–Гриффитса.

Наличие температурной зависимости истинного разрушающего напряжения означает фактически, по своему физическому смыслу, существование термически активированного сопротивления распространению разрушению на субкритической стадии стабильного роста дефектов в условиях пластической (дислокационной) релаксации и термической активации (рис. 7). На этом основании вводится концепция двух критических (трудноактивируемых) стадий зарождения разрушения и распространения разрушения.

Установлен единый активационный закон для энергий активации движения дислокаций  $U$  и  $U^*$  на стадиях, предшествующей ( $U$ ) и сопутствующей ( $U^*$ ) сопротивлению разрушения, т.е. в поле ДС и в К-поле ВТ (на контуре равных напряжений со смещенным максимумом). Действительно, по силовому закону из-за высокой плотности раскалывающих дислокаций максимум К-поля ВТ не смещается, и пластическая (дислокационная) релаксация локальных перенапряжений (в ВТ) становится неэффективной, повышая вероятность активации микроскола, из-за уменьшения критического напряжения Гриффитса с увеличением размера этого дефекта. Однако при высокой плотности подвижных экранирующих дислокаций (ЭД), максимум К-поля ВТ смещается, вызывая дислокационную микротекучесть в вершине релаксирующего дефекта. Считается [20], что теоретическая прочность достигается в ВТ, затупленной под действием пластической дислокационной релаксации (ПДР) и термической активации.

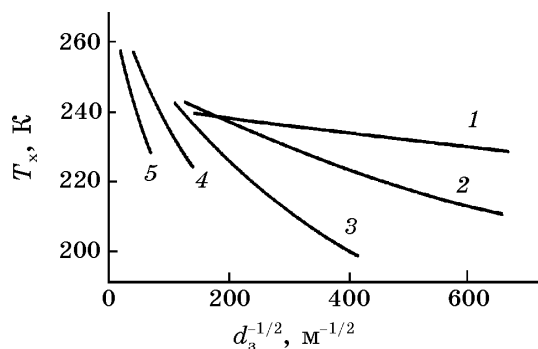
Вместе с В. И. Трефиловым и И. Н. Максимчуком разработана дислокационная теория температурной зависимости истинного разрушающего напряжения ( $\sigma_{ви}$ ,  $\sigma_{рт}$ ) и других критических параметров термически активированного разрушения ( $\gamma_{эф}$ ), которая описывает распространение квазихрупкого разрушения в рамках единого активационного закона с учетом тождественности термически активированных механизмов, контролирующих развитие дислокационной микротекучести в поле дислокационных скоплений на ранней стадии пластической деформации, предшествующей разрушению, и в К-поле вершин микротрещин на стадии пластической деформации, сопутствующей распространению стабильного (активируемого) разрушения [33–35]. При этом температурная зависимость  $\sigma_{ви}$  в критическом интервале температур квазихрупкого перехода определяется термически активированным взаимодействием подвижных экранирующих дислокаций (винтовой ориентации) с близкодействующими препятствиями (рассеяние энергии на поверхности разрушения), а структурная чувствительность  $\sigma_{ви}$  — атермическим взаимодействием подвижных экранирующих дислокаций (краевой ориентации) с даль-

действующими барьерами 2-й группы (поглощение энергии с образованием дислокационной структуры под поверхностью скола) [27].

На основе выдвинутой концепции двух критических (трудноактивируемых) стадий и теоретического описания распространения квазихрупкого разрушения, в т.ч. легких металлов (Be, Mg, Ti) и их сплавов, построена новая принципиальная схема квазихрупкого перехода (рис. 8), в которой известная схема хрупкого перехода Иоффе–Давиденкова является частным (предельным) случаем нового подхода. При этом новая физическая теория квазихрупкого перехода  $\Delta T_x^{\text{пр}}$  (рис. 9, 10), основанная на температурной зависимости  $\sigma_{\text{пр}}(T)$  позволяет оценить э.а. движения экранирующих дислокаций,  $U^*$  в вершине релаксирующих (упруго-пластических) микротрещин, равную э.а. квазихрупкого разрушения в интервале критических температур квазихрупкого перехода  $\Delta T_x = T_x^{\text{в}} - T_x^{\text{н}}$  [32].

При этом более общая физическая теория в аналитических решениях и структуре уравнений также учитывает два вклада: атермический (силовой) закон взаимодействия дефектов (1) и термически активированную составляющую истинного разрушающего напряжения (2), формирующих критические условия для макроскопических изменений непрерывного разрушения.

Принципиальная схема квазихрупкого перехода (рис. 8) характеризует по существу трудноактивируемую стадию стабильного (субкритического) роста дефектов (для транс- и интекристаллитного разрушения), тогда как схема Иоффе–Давиденкова характеризует только критическую трудноактивируемую стадию зарождения хрупкого разрушения (критических субмикротрещин Гриффитса). Возможность стабильного подрастания микротрещин в порошковых композициях металлов, не чувствительных к концентраторам напряжений, увеличивается на несколько сот мик-



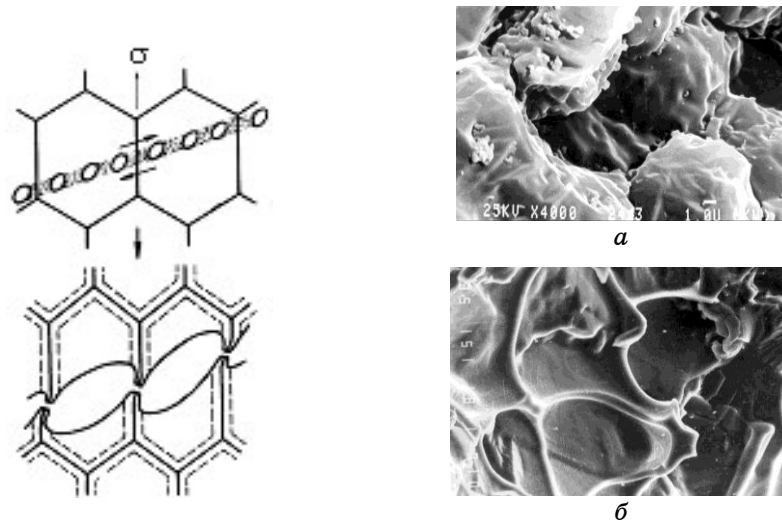
**Рис. 10.** Структурная чувствительность  $\Delta T_x^{\text{пр}}$  для сплава Cr-0,8% La: 1, 2, 5, 4, 5 — теоретические кривые при различных исходных размерах зерен (1 —  $10^{-5}$ ; 2 —  $2 \cdot 10^{-5}$ ; 3 —  $5 \cdot 10^{-5}$ ; 4 —  $10^{-4}$  и 5 —  $2,5 \cdot 10^{-4}$  м).



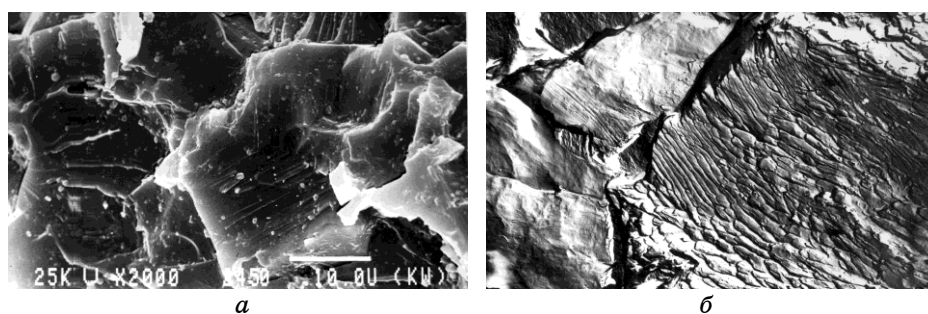
рометров (5–10 размеров частиц) [36].

## 6. ФИЗИКА РАЗРУШЕНИЯ: НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ХРУПКОСТЬ И ВОЗВРАТ ПЛАСТИЧНОСТИ

Переход от метастабильной (неравновесной) конфигурации «микротрещина (МТр) роста–плотность экранирующих (вершину МТр) релаксирующих дислокаций» к локально равновесной происходит в зависимости от времени релаксации по двум критериям: (а) для быстрых МТр из-за малого времени релаксации возможны только очень локальные равновесия в малых макрообъемах (например, релаксация точечных дефектов в области хрупкого разрушения); (б) для достаточных медленных процессов стабильного роста МТр система успевает прийти к большему равновесию с учетом масштабов пространственной неоднородности и включает в активацию дополнительные механизмы взаимодействия МТр роста с близко- и дальнедействующими барьерами различной природы и эффективности (поглощения энергии) (рис. 11 и 12).



**Рис. 11.** Модификация схемы Ли–Коча–Роджерса (1970) для двух разновидностей вязкого разрушения металлов с рекристаллизованной, ячеистой и наноразмерной структурой: (а) вязкое (транскристаллитное) разрушение «чашечного» типа по механизму зарождения, роста и слияния микропустот в матрице, окруженной прочными границами  $T > T_x^B$ ; (б) вязкое разрушение сплава Be–0,5% Co по механизму зарождения и роста микротрещин в матрице и их слияния на вязких (релаксирующих) границах (одна «чашка» — одно зерно/ячейка),  $T_x^H < T < T_x^B$  — области активации аккомодирующего матричного скольжения и диффузионных процессов.

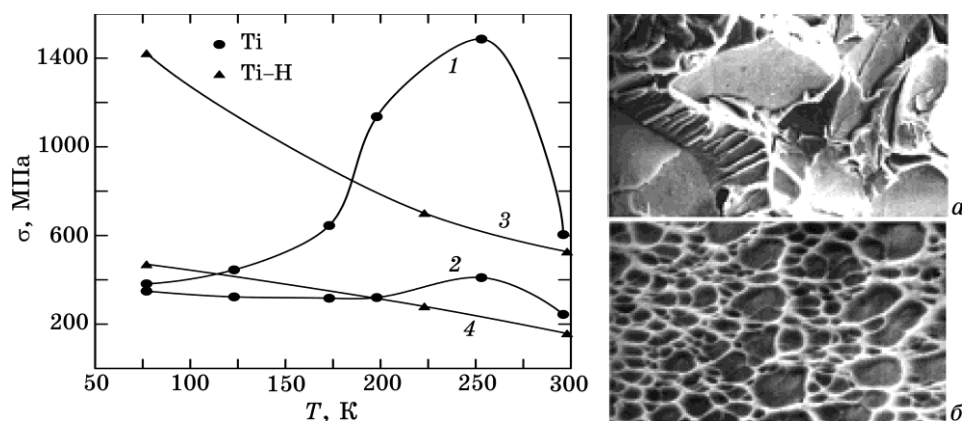


**Рис. 12.** (а) Механизм торможения интеркристаллитного разрушения ГПУ Ве, активированный выходом линий скольжения матрицы на поверхность зернограничных фасеток скола по аналогии с интеркристаллитным разрушением сплава Mg–Ba ( $\times 2000$ ) [26]. (б) Зона стабильного подрастания МТр: развивается микро скачками в результате колебания  $\Delta\sigma$  критического напряжения Гриффитса  $\sigma < \sigma_{\text{Гр}}^{\text{Гр}}$ , необходимого для микроскола пластически деформированного объема кристалла (модель Тетельмана–Робертсона). Напоминает «бороздки», возникающие при разрушении в процессе усталости. Описывается моделью Билби–Коттрелла–Свиндена (перезарождения остановленных релаксированных пластических МТр как хрупких дефектов) или концепцией Тетельмана (повторного зарождения дефектов): РЭМ ( $\times 2, \times 7500$ ).

Образование прочных кластеров «атом Н–избыточная вакансия» с энергией связи, более высокой по сравнению с энергией связи атом Н–дислокация, а также захват водорода диффузионными ловушками создают условия для стабилизации кластеризованного твердого раствора, который блокирует низкотемпературную диффузию водорода и препятствует его сегрегации на подвижных (экранирующих) дислокациях, генерированных в процессе пластической деформации. При этом кластеризация обеспечивает формирование энергетических благоприятных ячеистых дислокационных структур с границами ячеек, свободных от охрупчивающих атомов внедрения и выполняющих функции прочных далекодействующих барьеров или стопоров для растущих микротрещин. Вызванное этим изменением механизма и торможение разрушения (по границам ячеек) обеспечивает устранение водородной хрупкости и возврат высокого уровня пластичности наводороженных металлов *Me* (например, титана) (рис. 13).

### 6.1. Физика разрушения границ

При низких температурах, в анизотропных ГПУ-кристаллах ПА группы (Ba, Mg) в условиях дефицита активных независимых систем скольжения легко активируемое (базисное) скольжение



**Рис. 13.** Температурные зависимости разрушающего напряжения (1, 3) и напряжения течения (2, 4) для титана и сплава Ti–H после отжига при 923 К (1, 2) и 1073 К (3, 4). Микроструктурные механизмы хрупкого транскристаллитного разрушения при 77 К (а) и вязкого разрушения (на релаксирующих границах ячеек) при 77 К; (б) после отжига при 1073 К на протяжении 2 часов рафинированные границы ячеек действуют как эффективные барьеры для роста микротрещин в сплавах системы Ti–H ( $\times 500$ ).

завершается, как правило, легко активируемым транскристаллитным (базисным сколом), так как матрица является областью затрудненной релаксации напряжений. Поэтому формирование специальных границ и их благоприятных состояний, обеспечивающих в процессе микротекучести повышенную плотность релаксирующих дислокаций создает необходимые условия для энергетически благоприятного распространения разрушения в таких системах (рис. 11–13).

В результате ступенчатых смещений, обусловленных сдвигами внутри зерен, образуется складчатый микрорельеф интеркристаллитного разрушения ТГП Ве с выходом полос скольжения на границах (рис. 12, а). При этом аккомодирующий эффект самоупрочнения снижает  $T_x^{PT}$  до 213 К и повышает относительное (пластическое) удлинение до 14%. Рисунок 12, б иллюстрирует возможность активации одного из механизмов прерывистого (субкритического) роста дислокационных микротрещин перед окончательным разрушением ГПУ-Ве, удовлетворяющим критерию Гриффитса.

Результаты этих исследований указывает на принципиальную возможность формирования вязких состояний границ, ответственных за более эффективное поглощение локальной упругой энергии, в т.ч. на трудноактивируемой стадии распространения разрушения (эмиссия дислокаций в поле напряжений дефектов).

Роль границ резко возрастает при формировании контролирующих механизмов разрушения в мелкозернистых структурах и особенно в наноразмерных системах. Дана теоретическая трактовка проблемы формирования вязких состояний границ, основанной на гипотезе существования критических плотностей релаксирующих зернограницных дислокаций в терминах динамики решетки и релаксации парных дефектов в ГПУ-кристаллах низкой симметрии, а также в контексте разработанной модели нанокристаллизации структуры конденсированных систем и стабилизации разрушения.

Эффекты зернограницной релаксации выявляются на дискретных температурных спектрах внутреннего трения ( $Q^{-1}$ ) поликристаллов методами механической спектроскопии по площади зернограницного пика  $Q^{-1}(T)$ , пропорциональной количеству релаксирующих дислокаций. В отличие от методик электронной микроскопии, представляющих информацию о статических распределениях дислокаций, метод  $Q^{-1}$  является наиболее структурно-чувствительным методом исследований динамического взаимодействия этих дефектов.

В крупнозернистых металлических сплавах системы ГПУ-Ве-Со (рис. 11) наблюдается интеркристаллитное «вязкое» разрушение: (до 70% зернограницных фасеток) с выходом линий скольжения матрицы на границах зерен для аккомодации зернограницного скольжения [37]. Аналогичные закономерности выявлены в легких металлах и их сплавах с достаточно разориентированной дислокационной ячеистой структурой, хотя при этом вязкое разрушение по субграницам, выполняющим функции границ зерен, проявляется значительно слабее из-за неполной аккомодации субграницного скольжения [38]. Вязкий межячеистый излом исключает расслоение, вызывая слияние пластически релаксированных микротрещин на границах ячеек (рис. 13, б). Важно подчеркнуть, что такой вид разрушения характерен для многих рафинированных состояний границ ячеек (размером 1,5 мкм) в ГПУ- и ОЦК-металлах и сплавах системы Ti-H, ЭЛБ Ве-0,001% С, Мо-0,1% С, а также нанокompозитах Ве-50 нм  $Co_2C$ .

Полученные результаты убеждают в том, что полезный эффект, вызванный формированием на поверхностях раздела критической плотности релаксирующих зернограницных дислокаций и, следовательно, вязким (релаксирующим) состоянием границ и субграниц, проявляется в той или иной степени (в зависимости от релаксационной и аккомодирующей способности матрицы) в поликристаллах любой зернистости. В наноструктурах легких металлов на границах самой высокой протяженности также наблюдается «размягчение» на 10–15% структурно-чувствительных упругих характеристик ( $G$ ,  $E$ ) и усиление вклада тройных узлов нанозерен [39].

## 6.2. Нанозифика: структурная чувствительность механических свойств

Основная цель многочисленных исследований в области нанозифики состоит в том, чтобы понять закономерности, связанные с переходом на новый уровень структуры и изучить природу нанозффекта. Считается, что приближение к наноструктурному масштабу позволяет перейти на новую ступень в создании материалов с заданными свойствами.

Проблема мелкого зерна в металлургии сохраняет свое значение и в случае наносистем, выявляя ряд очевидных несоответствий, новых противоречий в физической интерпретации структурно-чувствительных свойств металлов [40]. В частности, «зеркальное» отражение координат Холла–Петча для макроскопического предела текучести  $\sigma_T \propto d^{-1/2}$  и  $\sigma \propto d^{-1/2}$  — аргумент, крайне неубедительный для введения термина «обратный эффект Холла–Петча», для которого  $\sigma_T \propto d^{-1/2}$ . Его нельзя считать оправданным. Дислокационный (барьерный) критерий и закон Холла–Петча,  $\sigma \propto d^{-1/2}$  описывает упрочнение, вызванное образованием у барьеров (границ зерен) дислокационных скоплений (pile-ups), обеспечивающих передачу матричного скольжения от зерна к зерну по эстафетному механизму Стрo. Иными словами, закон справедлив, только когда  $\sigma_T$  увеличивается с уменьшением размера зерна. «Обратный эффект Холла–Петча», связанный с разупрочнением, т.е. уменьшением  $\sigma_T$  (размягчение *Me*) постулирован экспериментально, без какой-либо физической интерпретации этой необычной зависимости.

Измерения параметров дискретного температурного спектра  $Q^{-1}(T)$  [24, 37, 41] для крупнозернистых поликристаллов (ГЦК-Al, ГПУ-Mg, ГПУ-Be, ГПУ-Ti) и их ячеистых структур выявили резонансные эффекты дислокационной и неупругой ЗГ-релаксации с максимумами, площадь которых пропорциональна количеству/плотности ЗГ-релаксирующих дислокаций. Интенсивность этих максимумов для вязких состояний границ ячеек (рис. 13, б) ослабляется из-за более высокой плотности узлов совпадения [38] Известно, что при определенных условиях ячеистая структура может быть превращена в наноструктуру [42], вязкое состояние границ которой остается пока проблематичным из-за активации дополнительных аккомодирующих диффузионных механизмов, управляемых напряжениями (т.е. атермического происхождения) [40], а также избыточных вакансий (до 15 [43]) в тройных узлах нанозерен. Представлены доказательства существования ЗГ-скольжения в сочетании с вращением (rotation) нанозерен размером 3,3–6,6 нм и зарождением ЗГ-частичных дислокаций. С этих позиций ЗГ-скольжение в наносистемах сводится к перемешиванию (shuffling) и вызванной напряжением атермической диффузии.

Зернограничное скольжение и зернограничная диффузия в наносистемах — взаимосвязанные термически активированные процессы из-за необходимости активации аккомодирующих механизмов для сохранения геометрического взаимодействия между ними. По результатам вычислений 75% общей пластической деформации связывается с зернограничным скольжением, а 25% — с зернограничной диффузией, вызывающей (по механизму Кобла) удлинение нанозерен в поле напряжений даже при комнатной температуре. Сообщается о наблюдениях интенсивного зарождения частичных (partial) дислокаций на границах нанозерен ГЦК-кристаллов, особенно при высоких напряжениях. Поэтому для вязких состояний границ возможен переход к более слабой структурной чувствительности  $\sigma_r(d^{-1})$ , которая наблюдается не только в крупнозернистых структурах ГПУ-поликристаллов Ве и ОЦК-поликристаллов Мо, характерной для литых и деформированных состояний, но даже в особомелкозернистых структурах Ti (0,3 мкм). Физическая интерпретация этих результатов, с нашей точки зрения, сводится к замене представлений о барьерном упрочнении скоплениями решеточных дислокаций ЗГ-механизмами упрочнения, действующими не поперек, а вдоль границ [32].

## 7. НАНОЭЛЕКТРОНИКА: ПОВЫШЕНИЕ КВАНТОВОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЛЕГКИХ МЕТАЛЛОВ

Структурные свойства, точнее структурно-чувствительные характеристики легких металлов все больше и больше связываются с их функциональными свойствами, что по существу является критерием (отличительным признаком) нанотехнологии и облегчает физическую интерпретацию механизма эмиссии оптически возбужденных электронов в металлических системах.

В последнее десятилетие физическое наноматериаловедение проникнет в новую область функциональной (сильноточной) электроники. Возникли новые направления ускорительной и лазерной техники, СВЧ-электронной технологии (технологические ускорители, лазеры на свободных электронах), которые предопределили необходимость создания новых классов перспективных фотоэмиссионных материалов для катодных узлов и ФЭП повышенной мощности, обеспечивающих формирование высокоплотных, сильноточных (десятки, сотни А/см<sup>2</sup>) электронных пучков нано- и пикосекундной длительности в условиях технического вакуума ( $10^{-5}$ – $10^{-7}$  мм.рт.ст), под действием лазерного излучения (плотностью мощности  $10^5$  Вт/см<sup>2</sup>), в сильных электрических полях ( $10^6$ – $10^7$  В/см).

Полупроводники до настоящего времени остаются технологической основой современной физики твердого тела, как напри-

мер, ароматические углеводороды в органической химии. Однако существуют области сильноточной электроники, где вклад легких металлов может быть определяющим. Известно, что металлы обладают самой высокой среди веществ скоростью релаксации оптически возбужденных электронов. Это преимущество означает фактически возможность их использования в практически безинерционных электронных приборах. Низкий кантовый выход фотоэмиссии металлов в УФ-области спектра является одним из основных недостатков, ограничивающих их успешное применение в современной электронной технике. Поэтому электрофизики в ведущих лабораториях мира выбирают металлы для ФЭП непосредственно из Периодической системы элементов, руководствуясь только величиной работы выхода.

Методами рентгеновской, фотоэлектронной и ультрафиолетовой спектроскопии, а также парамагнитной восприимчивости получены новые доказательства справедливости выдвинутой ранее концепции *in situ* диффузионной нанокластеризации структуры легких сплавов тройных систем Mg–Ba, Li и Al–Li, Ba [44]. Анализ тонкой структуры наблюдаемых спектров в ближней УФ-области согласуется с квантово-механическими расчетами ГПУ-структуры и вычислением спектральных характеристик кластеров магния  $Mg_n$ , легированных эмиссионно-активными добавками (Ba, Li). Обосновывается вывод о том, что формирование электронной структуры валентной полосы кластеров, выполняющих роль эмиссионноактивных центров (поверхности и объема), ликвидирует минимум на кривой плотности электронных состояний (вблизи поверхности Ферми) и повышает на 2–3 порядка кантовый выход фотоэмиссии для магния и алюминия.

Разработаны физические принципы рационального микролегирования для создания металлических систем легких сплавов (Mg–Ba, X; Al–Li, X) с нанокластеризованной структурой, которая характеризуется более высокой плотностью электронных состояний вблизи энергетического уровня Ферми и обеспечивает формирования новых центров интенсивной фотоэмиссии. Новый класс перспективных фотоэмиссионных материалов, сочетающий в себе при плотности упаковки кластеров до  $10^{10}/\text{см}^2$  очевидные преимущества полупроводников (высокий кантовый выход) с основными преимуществами металлов (самая высокая скорость релаксации электронов в неинерциальных системах; долговечность, слабая чувствительность к загрязнению, низкий темновой ток и др.) открывает новые перспективы для формирования высокоплотных (не ниже  $100 \text{ А}/\text{см}^2$ ), коротких (ns), ультракоротких (ps, fs) и ярких (до  $10^9\text{--}10^{15} \text{ А}/\text{м}^2\cdot\text{рад}^2$ ) электронных сгустков (пучков с низким эммиттансом).

На основе впервые обнаруженной корреляции между кванто-

вой эффективностью металлических систем легких сплавов с нанокластеризованной структурой и их плотностью электронных состояний вблизи поверхности Ферми (с учетом сечения фото поглощения и потенциала ионизации) решена физическая проблема существенного (на 2–3 порядка величины) повышения квантового выход фотоэмиссии легких металлов (ГПУ-Mg и ГЦК-Al) в УФ-области спектра, которые теперь могут быть успешно использованы в сильноточной электронике в качестве массивных импульсных фотокатодов ВЧ-инжекторов.

Более эффективный инжектор электронов, созданный на этой основе и оснащенный фотокатодом с лазерным возбуждением легких сплавов, является ключевым компонентом нового поколения лазеров на свободных электронах и технологических ускорителей, которые находят все более широкое применение в химическом производстве, медицине, фармакологии и фундаментальных исследованиях.

## **8. ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИЛОЖЕНИЕ: РЕКОМЕНДУЕМЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ ДАЛЬНЕЙШИХ ИССЛЕДОВАНИЙ**

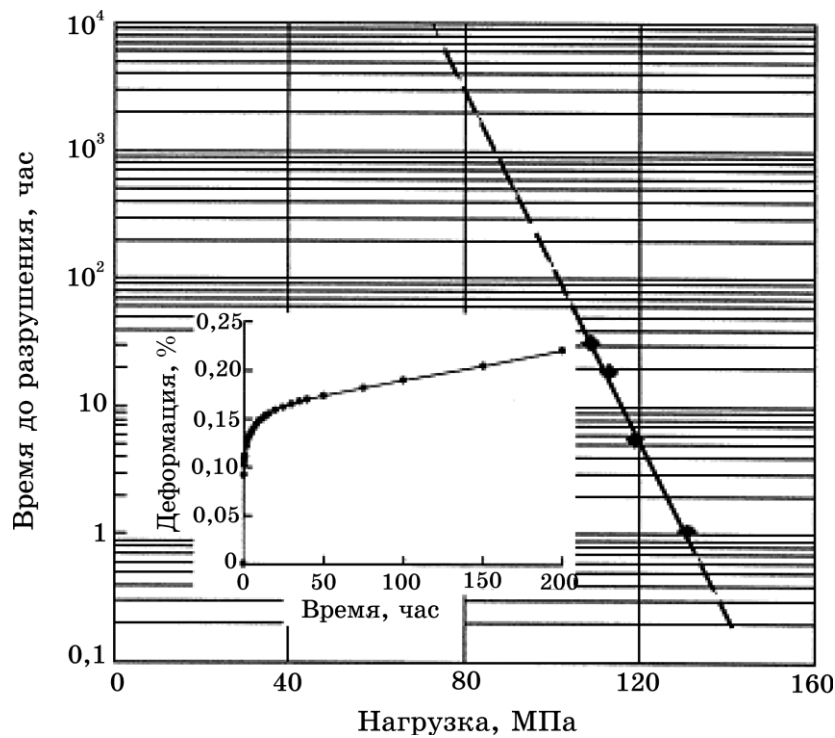
### **8.1. Конструкционные сплавы: металлооптика и астрофизика**

Легкие металлы и их сплавы нового поколения могут быть использованы для разработки и изготовления более совершенных размерностабильных элементов конструкций, для которых высокое сопротивление зависимой от времени микропластической деформации, удельная жесткость ( $E/\rho$ ) и низкий момент инерции являются определяющими.

### **8.2. Магний — новые горизонты; длительная прочность**

По экспертным оценкам мировое потребление магния в ближайшем будущем может составить около 1 млн. тонн в год. Растет применение магниевых сплавов в авиакосмической промышленности (EADS Deutschland GmbH, Германия; ВИАМ, ОАО «Туполев», ГКНПЦ им. М. В. Хруничева, Россия), гранулированного магния в черной металлургии (Институт титана, Украина), технологии литья под высоким давлением (Китай; DSM, Израиль), деформированных магниевых сплавов и технологий их производства (GKSS and Magnesium Innovation Research Centers, Германия; General Motors Corp., Канада, США; Toyota Corp., Япония; Volkswagen, Германия; Hyundai Co., Южная Корея) в автомобильной промышленности, техники связи и промышленности транспорта.





**Рис. 14.** Расчетный ресурс (10000 часов при 70 МПа и 150°С) для сплава Mg-Al-Ca.

По результатам испытаний (Lockheed Martin Corp., США) каждый лишний килограмм веса самолета стоит 0,5 метра высоты. Применение легких металлов существенно улучшает ходовые качества и повышает скорость автомобиля (International Magnesium Association, США). В ИПМ НАН Украины запатентованы новые магниевые сплавы с высокими характеристиками сопротивления микротекучести и длительной прочности для использования в технологии литья под давлением (рис. 14).

### 8.3. Функциональные материалы

Нанокластеризованная структура ГПУ-Mg может быть использована в медицинских системах для повышения их биопоглощательной способности

После натурных испытаний новых фотокатодов, конкурентоспособных на мировом рынке (рис. 15), в настоящее время в ИПМ НАН Украины разрабатываются более совершенные эмиссионноактивные системы на основе наноструктурного углерода

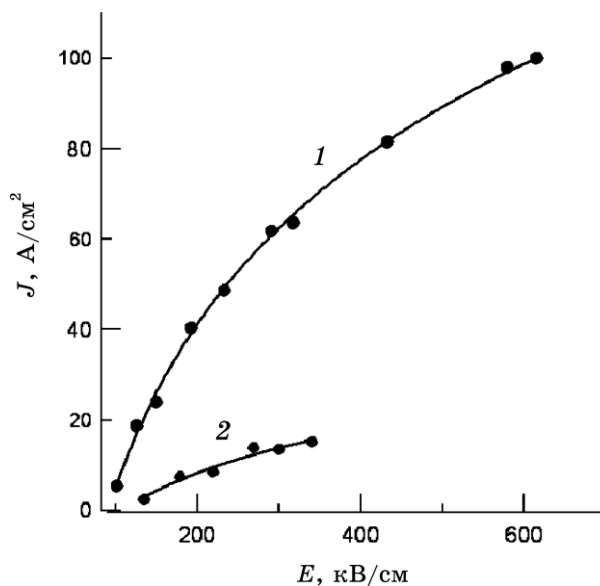


Рис. 15. Вольтамперные характеристики фотокатодов на основе металлических сплавов с нанокластеризованной структурой: 1 — плотность мощности лазерного излучения  $4 \cdot 10^5$  Вт/см<sup>2</sup>, 2 —  $1 \cdot 10^5$  Вт/см<sup>2</sup>.

(фуллеридов) с более высокой плотностью упаковки кластеров до  $10^{12}$ – $10^{14}$ /см<sup>2</sup>. Рассматриваются все аспекты проблемы — от фундаментальных принципов построения металлизированных кластеров с собственной электронной структурой до их использования в новых приложениях, в частности, в биотехнологиях (магния и титана).

Физические идеи приоритетного характера апробированы на Международных конференциях ‘Magnesium-2003’ (Wolfsburg, Germany), ‘Euromat-2005’ (Prague, Czech Republic), ‘HighMatTech-2007’ (Kyiv, Ukraine).

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. В. И. Владимиров, Ш. Х. Ханнанов, *ФММ*, **30**, № 3: 490 (1970).
2. В. И. Владимиров, *Физическая природа разрушения металлов* (Москва: Металлургия: 1984).
3. Н. С. Журков, *Неорганические металлы*, **3**, № 10: 1767 (1973).
4. В. Р. Регель, А. И. Слуцкий, Э. Б. Томашевский, *Кинетическая природа прочности твердых тел* (Москва: Наука: 1974).
5. А. В. Степанов, *Основы практической прочности кристаллов* (Москва: Наука: 1974).
6. Ю. Я. Мешков, *Физические основы разрушения стальных конструкций*

- (Киев: Наукова думка: 1981).
7. В. И. Ладьянов, И. А. Новохатский, С. В. Логунов, *Металлы*, № 2: 3 (1995).
  8. В. И. Архаров, И. А. Новохатский, *ДАН СССР*, **185**, № 5: 1069 (1969).
  9. И. А. Новохатский, В. И. Архаров, В. Ладьянов, *ДАН СССР*, **185**, № 5: 1069 (1969).
  10. И. В. Мелихов, *Неорганические материалы*, **36**, № 3: 350 (2000).
  11. *Nanophase Materials: Synthesis–Properties–Application. NATO–ASI Ser. E. Vol. 260* (Eds. G. C. Hadjipanayis and R. W. Siegel) (Dordrecht: Kluwer: 1994).
  12. В. С. Иванова, *Введение в междисциплинарное наноматериаловедение*, (Москва: Сайнс-Пресс: 2005).
  13. А. П. Шпак, Ю. А. Куницкий, В. Л. Карбовский, *Кластерные и наноструктурные материалы* (Киев: Академперіодика: 2001).
  14. V. G. Tkachenko, I. N. Maksimchuk, P. Yu. Volosevich et al., *High Temperature Materials and Processes*, **25**, Nos. 1–2: 97 (2006).
  15. Н. К. Лашук, В. Г. Ткаченко, В. И. Трефилов, *ДАН СССР*, **258**, № 5: 1103 (1981).
  16. А. А. Смирнов, *Теория сплавов внедрения* (Москва: Наука: 1970).
  17. А. А. Смирнов, *Теория диффузии в сплавах внедрения* (Киев: Наукова думка: 1982).
  18. В. Н. Бугаев, В. А. Татаренко, *Взаимодействие и распределение атомов в сплавах внедрения на основе плотноупакованных металлов* (Киев: Наукова думка: 1989).
  19. В. Н. Бугаев, Н. С. Косенко, В. А. Татаренко, В. Г. Ткаченко, В. И. Трефилов, *ДАН СССР*, **276**, № 5: 1098 (1984).
  20. В. Н. Бугаев, Н. К. Лашук, В. А. Татаренко, В. Г. Ткаченко, *Металлофизика*, **8**, № 5: 33 (1986).
  21. V. M. Bugaev, V. A. Tatarenko, C. L. Tsynman, B. Z. Yanchitskii, I. N. Maksimchuk, and V. G. Tkachenko, *Int. J. Hydrogen Energy*, **24**, 135 (1999).
  22. В. Г. Ткаченко, И. Н. Максимчук, В. Н. Бугаев, *Влияние водорода на концентрацию вакансий и физические свойства твердых растворов* (Киев: 1999) (Препринт/НАН Украины. ИПМ № 1, 1999).
  23. V. G. Tkachenko, V. A. Tatarenko et al., *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **23**, No. 3: 367 (2001).
  24. V. G. Tkachenko, B. G. Strongin, I. N. Maksimchuk et al., *Int. J. Hydrogen Energy*, **21**, Nos. 11–12: 1091 (1996).
  25. V. G. Tkachenko, I. I. Schulyak, A. V. Strutinsky et al., *Hydrogen Materials Science and Chemistry of Metal Hydrides* (Dordrecht, Netherlands: Kluwer Academic Publishers: 2002), p. 77.
  26. V. G. Tkachenko, I. N. Maksimchuk, P. Yu. Volosevich et al., *High Temperature Materials and Processes*, **25**, Nos. 1–2: 97 (2006).
  27. V. G. Tkachenko, *Strength Physics of Less-Common Metals and Their Alloys* (London: Cambridge Int. Sci. Publish.: 2008).
  28. И. П. Суздаев, П. И. Суздаев, *Успехи химии*, **75**, № 5: 715 (2006).
  29. С. А. Воронов, Л. П. Переверзева, Ю. М. Поплавко, *Физическое материаловедение* (Киев: НТУУ «КПИ»: 2004), ч. 1, с. 194.
  30. В. Н. Гриднев, В. И. Трефилов, *Физико-химические исследования жаропрочных сплавов* (Москва: Наука: 1968).
  31. A. N. Stroh, *Adv. Phys.*, **24**: 418 (1957).
  32. В. Г. Ткаченко, *Физические основы формирования и восстановления ме-*

- ханических свойств редких металлов, легких и прецизионных сплавов* (Киев: ИПМ НАНУ: 1996).
33. В. Г. Ткаченко, И. Н. Максимчук, В. И. Трефилов, *ДАН СССР*, **320**, № 2: 330 (1991).
  34. В. Г. Ткаченко, И. Н. Максимчук, В. И. Трефилов, *ДАН СССР*, **320**, № 3: 615 (1991).
  35. В. Г. Ткаченко, И. Н. Максимчук, В. И. Трефилов, *ДАН СССР*, **320**, № 4: 873 (1991).
  36. J. R. Moon, *Powder Met.*, **33**, No. 2: 114 (1990).
  37. В. Г. Ткаченко, *ФММ*, **52**, № 3: 647 (1981).
  38. П. Ю. Волосевич, *Дислокационные процессы при фазовых и структурных превращениях в сплавах железа* (Автореф. дисс. ... д.ф.-м.н.) (Киев: ИПМ НАН Украины: 2008).
  39. Y. Zhou, U. Erb, K. T. Aust, and G. Palumbo, *Z. Metallkd.*, **94**, No. 10: 1157 (2003).
  40. D. Wolf, V. Yamakov, S. R. Phillpot, and A. K. Mukherjee, *Z. Metallkd.*, **94**, No. 10: 1091 (2003).
  41. V. G. Tkachenko, V. A. Tatarenko, A. N. Malka et al., *Металлофиз. новейшие технол.*, **23**, № 3: 367 (2001).
  42. H.-I. Fecht, *Z. Metallkd.*, **94**, No. 10: 1134 (2003).
  43. H. van Swygenhoven, P. M. Derlet, Z. Budrovic, and A. Hasnaoui, *Z. Metallkd.*, **94**, No. 10: 1106 (2003).
  44. В. Г. Ткаченко, И. Н. Максимчук, А. И. Кондрашев, *Успехи физ. мет.*, **5**, № 3: 313 (2004).