

ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ПОЛЕЗНОЙ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ

В.Г. Ткаченко

*Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,
Киев, Украина*

E-mail: icems@ipms.kiev.ua; тел. +38(044)424-11-90

В поисках надежных корреляций выполнен комплекс теоретических и экспериментальных исследований длительной прочности твердых растворов на основе металлических кристаллов с различной физической кинетикой дефектов. Для повышения сопротивления микротекучести, исключая разрушение, обоснованы наиболее вероятные контролируемые механизмы торможения дислокаций, в том числе дислокационными атмосферами Коттрелла с энергией активации, равной энергии образования избыточных вакансий при высоких напряжениях и низких температурах ($V^* \tau^* > kT$), а также активацией восхождения дислокаций при высоких температурах и низких напряжениях ($V^* \tau^* \ll kT$). Численный анализ уравнения дислокационной релаксации для этих двух дислокационных механизмов позволяет на межатомных расстояниях разделить энергетические вклады близкодействующего (силового, контактного) взаимодействия дислокаций с растворенными атомами и термической активации. Модифицирован физический критерий полезной длительной прочности, который может быть использован для количественной оценки эффективности легирования металлических кристаллов и повышения их жаропрочности.

ВВЕДЕНИЕ

Существует ряд технических проблем, возникающих в условиях длительного нагружения и ограниченной деформации сплавов ниже макроскопического предела текучести (сотни и тысячи часов, до 0,2...0,4%). В частности, в энергетике и химической промышленности продолжительная эксплуатация оборудования, изготовленного, например, из жаропрочных хромоникелевых сплавов, достигает 10^5 ч при небольших рабочих напряжениях (5...8 МПа), действующих при высоких температурах (до 1223 К). Более того, повышение прецизионного предела упругости (условного предела релаксации) и сопротивления микроползучести/микропластической деформации (с допуском на уровне 10^{-5} ... 10^{-6}) является ключевым требованием, необходимым для размерной стабилизации изделий металлооптики и гиросприборной техники, которые должны сохранять свои размеры и форму с заданной точностью (например, 1 мкм/год) в течение длительного времени, чаще всего в условиях вибрации и градиента температур [1].

К сожалению, в известных теоретических подходах, учитывающих аррениусовское поведение кристаллов, рассматриваются активные и свободные дислокации, а также дислокации с фиксированными узлами закрепления [2, 3]. При этом результаты теоретических исследований сопоставляются с экспериментальными данными для кратковременных испытаний (кривые растяжения при постоянной скорости нагружения). Однако уровень макроскопических (кратковременных) механических свойств (σ_T , σ_B , $\sigma_{вн}$, $K_{1с}$ и др.), которые характеризуют активную деформацию в условиях непрерывного растяжения, уже не является достаточным критерием оценки качества материалов и надежности изготовленных из них

элементов конструкций, работающих в условиях длительного нагружения ниже макроскопического предела текучести [4]. Поэтому в последние десятилетия согласно решениям международных конференций, в том числе Magnesium-2003 и Eurostat-2005, к конструкционным сплавам предъявляются более высокие требования, которые учитывают уровень релаксированных (зависимых от времени) значений деформации, модуля упругости, прочности и долговечности, т. е. сопротивления длительному разрушению. В существующих подходах, справедливых для технической диагностики, реализуются методы и методики обнаружения и устранения опасных дефектов (повреждений, микротрещин и микропор и т. д.). В соответствии с новой теоретико-познавательной ситуацией целесообразнее развивать диагностический подход, который предусматривает возможность прогнозирования и предупреждения образования опасных дефектов [4, 5].

Вместе с тем в твердых растворах металлических кристаллов при повышенных температурах часто наблюдаются существенные отклонения диффузионной подвижности растворенных атомов от классического (аррениусовского) поведения, справедливого для изолированных ингредиентов, отклонения от закона Коттрелла-Билби $t^{2/3}$, принятого для далекодействующей диффузии изолированных атомов, а также отклонения от правила Вегарда, предсказывающего линейную зависимость удельного атомного объема от концентрации растворенных компонентов [6, 7]. Детальные исследования этих эффектов и аномалий свидетельствуют об усилении близкодействующих вкладов парных и коллективных взаимодействий линейных и точечных дефектов в так называемых мезоскопических областях повышенных и предплавыльных температур. Соответствующие

изменения электронной структуры и химической связи указывают на формирование структур ближнего порядка и близкодествующего упорядочения в первичных твердых растворах металлических кристаллов с ГПУ-, ГЦК- и ОЦК-решетками (Zr, Ti, Mg, Be, Al, V, Cr) [4]. Тем не менее современные теории как эмпирические, так и электронные, по-видимому, не объясняют этих аномальных эффектов.

Так как дислокационную релаксацию можно рассматривать как ограниченную дислокационную ползучесть при переменном напряжении, физическую природу этих явлений целесообразнее интерпретировать с единых позиций, опираясь на данные полномасштабного термоактивационного анализа сопротивления микротекучести и полезной, исключающей разрушение, длительной прочности (ПДП). В соответствии с этим основная цель настоящей работы – выполнить теоретический анализ процессов торможения дислокаций на самых ранних стадиях дислокационной микротекучести металлических твердых растворов с оценкой активационных параметров в широком интервале температур и напряжений, дать физическую интерпретацию найденным корреляциям и новым закономерностям, а затем идентифицировать наиболее вероятные дислокационные механизмы (торможения), контролируемые зависимые от времени сопротивление микротекучести и длительную прочность, как полезные свойства металлического кристалла.

1. ФИЗИЧЕСКИЕ ПРЕДПОСЫЛКИ. ОБОСНОВАНИЕ ПОДХОДА

Из-за отсутствия физического предела длительной прочности работоспособность (качество и надежность) конструкционных сплавов определяется, как правило, техническими и служебными характеристиками, одной из которых является условный предел длительной прочности, экстраполированный на долговечность (сопротивление разрушению), описывающими, даже с позиции физики длительного разрушения, скорее, деградацию механических свойств, а не полезный ресурс их эксплуатации. Жаропрочность, которая определяется техническими пределами ползучести и длительной прочности, также не исключает образования опасных (технологических) дефектов.

Известные физические представления о длительной прочности ограничиваются проблемой деформационного упрочнения и диффузии и касаются в основном ОЦК-монокристаллов, субструктурно-упрочненных при высокотемпературной ползучести [8, 9]. Однако деформационное упрочнение металлов и сплавов вызывает размножение краевых компонент дислокаций и делает невозможным проведение полномасштабного активационного анализа, требующего сохранения структуры в процессе длительных испытаний. Этим самым усложняется выбор наиболее вероятного контролирующего механизма. Более того, для оценки дислокационного механизма традиционно используется эмпирическое соотношение для

скорости ползучести $\dot{\epsilon}_n = \sigma^n \exp(-Q/kT)$ с обработкой экспериментальных данных в координатах $\ln \dot{\epsilon}_n - \ln \sigma$ и $\ln \dot{\epsilon}_n - 1/T$ [8, 10]. Однако попытки установить активацию наиболее вероятного контролирующего механизма по эмпирическим оценкам показателя степени напряжения n и эффективной энергии активации (э.а.) Q не кажутся убедительными, особенно если иметь в виду требование сохранения постоянной структуры в процессе испытаний. При этом возникают определенные трудности аналитического описания кинетических кривых – изотерм, с учетом силового взаимодействия и термической активации дефектов. Более того, обнаруженная слабая корреляция между энергиями активации ползучести, самодиффузии и разрушения предполагает существование однократно-активированного механизма, контролирующего линейную зависимость э.а. от температуры плавления $T_{пл}$ [11]. На самом деле, фактически вплоть до $T_{пл}$, по данным [11, 12] наблюдается спектр э. а. и соответствующий ряд дислокационных механизмов, контролирующих сопротивление микротекучести и длительную прочность в различных интервалах температур и диапазонах напряжений. Кроме того, в известных моделях релаксации [13, 14] отсутствует численный анализ уравнений, что не позволяет проверить достоверность этих аналитических решений.

В отличие от термодинамических и кинетических концепций, рассматривающих проблему длительной прочности как часть проблемы долговечности, включающей параметры длительного разрушения металлических кристаллов, в новом физическом подходе к этой проблеме, исключающем разрушение, теоретические представления основываются на двух приближениях: (а) динамического взаимодействия дефектов с образованием дислокационных атмосфер и (б) активации дислокационного наносегмента с подвижными (а не фиксированными) узлами закрепления [15, 16].

В рамках структурно-энергетической концепции предложена дислокационная модель зависящего от времени сопротивления микротекучести для поликристаллических твердых растворов, содержащих дислокационные наносегменты с подвижными узлами закрепления. В отличие от классической теории Гранато-Люкке, описывающей атермическое раскрепление (силовой отрыв) дислокаций от фиксированных разбавленных атмосфер Коттрелла в монокристаллах [6], в новой модели анализируются термически активированные механизмы динамического торможения дислокаций, контролируемые скоростью дислокационной релаксации энергии ниже макроскопического предела текучести при высоких напряжениях и низких температурах ($\tau^* V^* > kT$), а также при низких напряжениях и высоких температурах ($\tau^* V^* \ll kT$). Здесь τ^* – эффективное напряжение сдвига; V^* – эффективный активационный нанобъем. Термически активированный вклад дислокационных гистерезисных потерь (затухание) рассматривается также в теории Инденбома-Орлова [2], однако она

вообще не применима для оценки коротких дислокационных сегментов ($<50 b$) и во многих случаях не согласуется с экспериментальными данными. В то же время в наших работах [15, 16] анализируются динамические (структурно-чувствительные) взаимодействия дислокаций с растворенными атомами, образующими подвижные узлы закрепления по механизму термически активированных закрепления и раскрепления коротких дислокационных сегментов ($< 50-100 b$). Основная идея дислокационного анализа динамической системы, состоящей из элементарных актов прерывистого (повторного) закрепления временно свободных (а значит, и временно закрепленных) дислокаций, состоит в оценке принципиальной возможности расщепления энергетического уровня потенциального барьера из-за прерывистого (положительного и отрицательного) приращения внутренних напряжений $\pm \Delta\sigma$. Максимальное расщепление на два энергетических подуровня, определяющих состояние с термически активированным закреплением и состояние с термически активированным отрывом дислокаций, приравнивается к двойной энергии связи E_{cs} для дислокационной атмосферы. Таким образом, термически активированное сопротивление микротекучести на ранней стадии регулируется распределением плотности ρ_{nd} и скорости дислокаций v_d , т. е. описывается известным уравнением Тейлора для существующих дислокаций $\varepsilon_{\Sigma} = \rho_{nd} b v_d(t)$ при любом значении времени (t). Для аналитического описания кривых дислокационной релаксации и ползучести разработана физическая теория полезной (исключающей разрушение) длительной прочности, основанная на дислокационной модели сопротивления микротекучести и релаксации упругих напряжений ниже макроскопического предела текучести [16]. Аналитические решения позволяют выполнить полномасштабный активационный анализ с оценкой термически активированных (близкодействующих) механизмов, контролирующих скорость зависимой от времени микропластической деформации в широком интервале температур и напряжений. Новый подход позволяет исследовать количественные характеристики силового (контактного) и термически активированного взаимодействия такого рода подвижных наносистем. Впервые в области предтекучести разделены зависимые от времени энергетические вклады силового взаимодействия и термической активации дефектов для медленных дислокаций, преодолевающих близкодействующие препятствия в условиях прерывистого (повторного) закрепления дислокаций – процесса, характерного для сплавов с эффектом Портевена-Ле Шателье в области динамического деформационного старения.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ ВЫЧИСЛЕНИЙ

Модельные представления, аналитические решения, параметры логарифмического уравнения дислокационной релаксации (упругих напряжений)

были проверены численными расчетами с использованием наиболее достоверных экспериментальных данных для лучших магниевых сплавов, а также данных, опубликованных в периодической литературе для других металлов и сплавов с ГПУ-, ОЦК- и ГЦК-решетками (рисунок, табл. 1 и 2).

Новые логарифмические уравнения дислокационной релаксации упругих напряжений для твердых растворов в виде¹

$$\Delta \tau^* V^* = (U - 2E_{cs} - kT \ln(\beta t)), \quad \text{где}$$

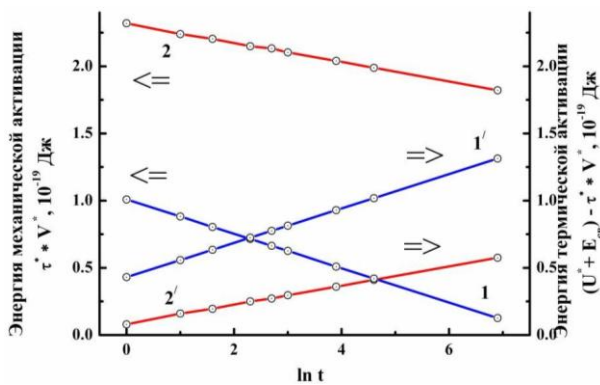
$$\beta = (K_{\mu} \varepsilon_0 L_c b^2) / kT \quad (1)$$

позволяют разделить зависимые от времени энергетические вклады термической активации и силового взаимодействия дефектов на межатомных расстояниях, и, таким образом, оценить эффективность (прочность) близкодействующих барьеров различной природы в нанобъемах α -твердых растворов (см. рисунок). Численный анализ логарифмического уравнения дислокационной релаксации упругих напряжений показывает, что с увеличением времени релаксации термически активированное напряжение (термическая компонента) τ^* линейно уменьшается и стремится к атермической компоненте τ_G (при $\tau^* \Rightarrow 0$), а энергия, подводимая к этому барьеру по термофлуктуационному механизму, также линейно повышается до величины сопротивления движению дислокаций. При критической (так называемой энтропийной) температуре дислокации преодолевают близкодействующий барьер только с помощью термической активации, исключаяющей силовое взаимодействие дефектов ($\tau^* V^* = 0$). В твердых растворах магниевых сплавов при высоких напряжениях и низких температурах ($\tau^* V^* / kT > 1$) реализуется механизм торможения дислокаций, связанных атмосферами из растворенных атомов, в результате генерирования избыточных вакансий порогами краевой ориентации (на винтовых дислокациях) с э. а. $\sim 1,28 \cdot 10^{-19}$ Дж (0,8 эВ). В термически активируемой области напряжений сдвига вклад термической активации остается значительным и преобладает на последних стадиях процесса дислокационной релаксации. Для дислокационного механизма переползания дислокаций, напротив, сохраняется преимущественный вклад силового (контактного) взаимодействия дислокаций, успешно преодолевающих близкодействующие препятствия, которое контролируется, вероятнее всего, ростом обратных упругих напряжений на дальнедействующих барьерах. Диффузионный поток вакансий между дислокациями всего лишь

¹ $\Delta \tau^* V^*$ – работа эффективного напряжения в нанобъеме $V^* b^3$; L_c – активационная длина дислокационного наносегмента, закрепленного подвижными узлами (растворенными атомами); E_{cs} – энергия связи дислокации с растворенными атомами; U – высота потенциального барьера.

аккомодирует процесс переползания дислокаций с э. а. $2,08 \cdot 10^{-19}$ Дж (1,3 эВ).

Результаты настоящих теоретических вычислений (см. табл. 1, 2) согласуются с представлениями Рида-Хилла [17] о возможности практического использования в качестве критерия максимальной полезной температуры, при которой потенциальный сплав может выдержать напряжение порядка 70 МПа в течение 100 ч без разрушения. Хотя этот критерий может быть использован для качественной оценки эффективности легирования металлов, при кратковременных испытаниях вклады термической $\tau^*(\dot{\epsilon}, T)$ и атермической компонент $\tau_G \sim G(T)$ напряжения сдвига $\tau(\dot{\epsilon}, T)$ разделяются критической температурой T_0 , выше которой τ_G не зависит от $\dot{\epsilon}$ и увеличивается с деформационным упрочнением и ниже которой τ^* зависит от $\dot{\epsilon}$, но не зависит от деформации.



Временной (логарифмический) закон дислокационной релаксации для первичного α -твердого раствора сплава системы Mg-Al-Ca-Ti с разделением энергетических вкладов механической (2 и 2') и термической (1 и 1') активациями на атомных расстояниях для механизма динамического торможения дислокационных атмосфер Коттрелла в нанобъеме $V^ = 20b^3$ с э. а. $1,28 \cdot 10^{-19}$ Дж (прямые 1 и 1') и для механизма восхождения дислокаций в нанобъеме $V^* = 35b^3$ с э. а. $2,08 \cdot 10^{-19}$ Дж (прямые 2 и 2')*

В связи с этим сформулирован ряд физических (дислокационных) критериев полезной длительной прочности, которые связывают сдвиговую упругую устойчивость кристаллической решетки (αG) и линейное натяжение (избыточную энергию) дислокаций ($\alpha G b^2$) с локальным напряжением торможения дислокаций в критических точках (бифуркаций) [16]:

$$t^* \cdot \sigma_{non} \leq \frac{\alpha \cdot Gb \cdot \ln(r/b)}{8\pi(1-\mu)\nu_{кр}} \cdot \exp\left(\frac{U + E_{CB} - V^* \tau^*}{kT_{non}}\right), \quad (2)$$

$$\sigma_{non} \cdot t^* \leq \frac{\alpha \cdot Gb^2 \cdot \ln(r/b) \cdot \rho}{8\pi(1-\mu)\epsilon_{кр}} \cdot \exp\left(\frac{U - 2E_{ce} - L_c b^2 \tau^*}{kT_{non}}\right). \quad (3)$$

При $T \Rightarrow T^*$ и $\tau^* \Rightarrow 0$

$$\sigma_{non} \cdot t^* \leq \frac{Gb \cdot \ln(r/b)}{8\pi(1-\mu)\nu_{кр}} \cdot \exp\left(\frac{U + E_{ce}}{kT_s}\right). \quad (4)$$

Здесь σ_{non} – критическое (пороговое) напряжение полезной длительной прочности, при котором теоретически возможен переход от однородной сдвиговой деформации к локализации сдвига и сдвиговой неустойчивости; t^* – характеристическое время, которое определяет длительность равномерной деформации в области легкоактивируемого скольжения; α – фактор Шмида; Gb – упругая сдвиговая устойчивость (жесткость) кристаллической решетки; $G(T)$ – структурно-чувствительный модуль, характеризующий изменение прочности на сдвиг с температурой; $\alpha G b^2 = f(\tau^*, T)$ – линейное натяжение (избыточная энергия) дислокации; r – радиус кривизны дислокаций; $\dot{\epsilon}_{кр}(T, \tau^*)$, и $\nu_{кр}(T, \tau^*) = \lambda_{кр} \nu_0$ – критические параметры (скорости деформации и дислокации) на установившейся стадии микротекучести (до разрушения); ν_0 – частота колебаний дислокаций; r – радиус кривизны дислокаций ($r = Gb/\sigma$); λ – активационное расстояние (длина свободного пробега дислокации между термически активированными препятствиями); L_c – активационная длина дислокационного сегмента между подвижными узлами закрепления; b – вектор Бюргерса; плотность дислокаций $\rho = const$ (для релаксации напряжений); T_{non} – максимальная полезная температура длительной прочности [17].

Формирование дислокационных атмосфер и торможение связанных дислокаций происходят в условиях микротекучести при $dt/dv > 0$, тогда как эффект Портевена-Ле Шателье возникает уже в области пластической неустойчивости ($dt/dv < 0$), т. е. достижение критической скорости дислокаций $\nu_{кр}$ ($\rho = const$) является критическим условием появления эффекта Портевена-Ле Шателье, обусловленного прерывистым закреплением дислокаций [12]. По данным [4, 15], парные дефекты и кластеры создают в твердых растворах локальные несимметрические деформации с атомными сдвигами и поэтому становятся центрами локальных потерь сдвиговой устойчивости кристаллической решетки, обеспечивая бездиффузионный характер структурных превращений [4].

Физический критерий ПДП указывает на две критические температуры ПДП, представляющие научный и практический интерес (см. табл. 1, 2). Первая из них T_{non}^* является предельной температурой $T_{кр}^*$, ниже которой потенциальный сплав выдерживает длительную нагрузку (до 200 ч) без преждевременного разрушения. Достижение второй критической (так называемой энтропийной) температуры T_s или $T_{кр}^{**}$ означает, что при $T > T_{кр}^*$ и $\tau^* = 0$ дислокации преодолевают близкодствующие потенциальные препятствия только с помощью термической активации. При температурах выше $T_{кр}^*$ происходит восхождение дислокаций со скоростью, которая определяется скоростью диффузии потока вакансий между

дислокациями. Диффузионный поток вакансий между дислокациями аккомодирует процесс переползания дислокаций и разрушение исходной дислокационной структуры. Эффект торможения возникает в результате суммарного движения дислокаций и вакансий как элементов новой структуры.

В соответствии с физическими критериями [16] прочность межатомной связи (по величине модулей E и G), сдвиговая устойчивость кристаллической решетки и дислокационная структура сохраняют упрочненное состояние кристалла и сопротивление микротекучести полезной длительной прочности.

Таблица 1

Термоактивационный анализ металлических сплавов с твердорастворным упрочнением

Базовая система	Термическая компонента τ^* , МПа	А.о. V^* , 10^{-10} м	Э. а. U , эВ		Скорость МКТ $\dot{\epsilon}$, c^{-1}
			$\tau^* V^* > 0$	$\tau^* V^* = 0$	
Mg-Al-Zn (AZ91D), Mg-Al, Ca (Ti)	20	$35b^3$	0,90	1,25	$1 \cdot 10^{-4}$
			0,47	0,90	$1 \cdot 10^{-7}$
			0,27	0,90	$5 \cdot 10^{-5}$
ГПУ α -Zr-0,15O ₂	40	$50b^3$	–	0,8 1,0	$1 \cdot 10^{-4}$ $1 \cdot 10^{-5}$
ГЦК Al-5%Mg	30	$85b^3$	0,37	1,28	$1 \cdot 10^{-7}$
	10	$35b^3$	0,55	0,90	$1 \cdot 10^{-4}$
ОЦК Cr	20	$50b^3$	0,4	1,08	$1 \cdot 10^{-8}$
			0,2	$\approx 0,1Gb^3$ [19]	–
ОЦК V	20	$50b^3$	0,9	1,43 $\approx 0,1Gb^3$ [19]	10^{-5}

Таблица 2

Критические температуры для металлов и сплавов с твердорастворным упрочнением

Базовая система	T_{nl} , К	T_{ndn}^* , К при $\tau V^* > 0$	T_{ndn}/T_{nl} , % по абс. шкале	$\dot{\epsilon}_{ndn}$, c^{-1}	T_g , К
ГПУ Mg	923	504	≥ 54	$1 \cdot 10^{-5}$	–
Mg-12,5Al-1,3Ca-0,2Ti	–	623	67	$1 \cdot 10^{-5}$	–
		618	66	$1 \cdot 10^{-5}$ [17]	684
		657	71	$5 \cdot 10^{-4}$ 10^{-7}	
ГПУ α -Zr-0,15O ₂	2128		47	$7,8 \cdot 10^{-4}$	1003 [20]
			43	$1,8 \cdot 10^{-4}$	923 [20]
			30	$2 \cdot 10^{-4}$	646
			34	$2 \cdot 10^{-5}$	715
			41	$2 \cdot 10^{-6}$	870
			46	$1 \cdot 10^{-6}$	984
ГЦК Al-5%Mg	933	517	55	10^{-7}	473
		431	46	10^{-4}	
ОЦК Cr	2180	973	~ 45		1103 $T_g^2 = 500$ К [19]
ОЦК V	2183	920	42	10^{-5}	
		1160	50	10^{-6}	
				10^{-4}	$T_g = 450$ К [19]

Иными словами, формирование структуры ближнего порядка в мезоскопических областях коллективных взаимодействий дефектов сопровождается увеличением прочности и количества межатомных связей, одновременно участвующих в повышении сопротивления длительному внешнему нагружению, и формированием потенциально полезных высокотемпературных свойств.

Эти представления полностью согласуются с идеей академика Г.В. Курдюмова [18], который считает количество связей, одновременно

участвующих в формировании прочности, как свойства, и соответствующую структуру – физическими характеристиками жаропрочности металлических кристаллов.

По данным табл. 1 и 2 потенциально полезные высокотемпературные свойства отвечают критериям микроструктурной стабильности, сохраняющей упрочненное состояние сплавов в широком интервале температур.

²По данным кратковременных испытаний.

Скорость разупрочнения определяется соотношением (U/kT) между высотой потенциального барьера (U), который необходимо преодолеть «успешным» дислокациям, и средней энергией тепловых колебаний (kT). Так как скорость элементарных процессов разупрочнения всегда пропорциональна множителю Больцмана: $\exp(-\Delta H/kT)$, где ΔH – э. а. процесса разупрочнения, температура разупрочнения ($T_{кр}^*$ и $T_{кр}^{**}$) повышается с увеличением высоты потенциального барьера (U), которая определяется межатомным взаимодействием (силовой связью атомов).

Теоретические результаты согласуются с данными эксперимента для металлических поликристаллов с ГПУ-, ГЦК- и ОЦК-структурами и могут быть использованы для количественной оценки потенциала жаропрочности/термического сопротивления новых экспериментальных сплавов с эффектом Портевена-Ле Шателье. Ограничение подвижности и активности дислокаций в нанобъемах твердых растворов ($20-40b^3$) замедляет скорость ползучести магниевых сплавов до 10^{-10} с^{-1} и повышает их длительную прочность при 70...100 МПа до 150...200 ч.

ВЫВОДЫ

1. Металлический кристалл в процессе деформации представляет собой динамическую систему. Динамические свойства дислокаций в твердых растворах определяются их термически активируемым взаимодействием с локализованными точечными дефектами, ответственными за многие микро- и макроскопические характеристики, такие, например, как сопротивление микротекучести и пластичность. Подвижность дислокаций зависит от природы энергетических барьеров и контролируемых механизмов.

2. Для лучшего понимания физической природы сопротивления микротекучести и полезной длительной прочности на межатомных расстояниях разделены зависимые от времени близлежащие вклады термической активации и силового (контактного) взаимодействия ограниченно подвижных дислокаций с растворенными атомами. Показано, что с увеличением времени нагружения термически активированное напряжение τ^* линейно стремится к атермической компоненте τ_G (при $\tau^* = 0$), а энергия, подводимая на межатомных расстояниях к близлежащему барьеру по термофлуктуационному механизму, линейно повышается до энергетического уровня сопротивления движению дислокаций в кристаллической решетке.

3. На основании термоактивационного анализа дана более очевидная физическая интерпретация механизмов торможения дислокаций, ответственных за повышение сопротивления микротекучести и длительной прочности в широком интервале температур и напряжений (при $\tau^* V^* > kT$ и $\tau^* V^* < kT$). Исследования сопротивления дислокационной ползучести и дислокационной релаксации напряжений указывают на одинаковую

физическую природу этих родственных явлений, тем более что дислокационную релаксацию можно рассматривать как ограниченную ползучесть при переменном напряжении.

4. По данным термоактивационного анализа и исследований физической кинетики торможения дефектов, а также результатам вычислений активационных параметров дислокационной релаксации идентифицированы, по крайней мере, два наиболее вероятных термически активированных механизма, ограничивающих подвижность дислокаций и контролируемых повышение сопротивления микротекучести и полезной длительной прочности сплавов с твердорастворным упрочнением:

а) генерирование избыточных вакансий ограниченно подвижными дислокационными атмосферами, состоящими из растворенных атомов, с эффектом торможения при высоких напряжениях и низких температурах ($\tau^* V^* > kT$);

б) восхождение дислокаций с эффектом торможения в результате суммарного вклада энергий дислокаций и вакансий при низких напряжениях и высоких температурах ($\tau^* V^* \ll kT$). Важно подчеркнуть, что при определенных условиях (динамическом деформационном старении) этот механизм конкурирует с механизмом прерывистого (повторного) закрепления дислокаций [15, 16], который подчиняется физико-химическому принципу Ле Шателье-Брауна – смещения подвижного равновесия системы «дислокация – растворенный атом». Каждый из механизмов торможения характеризуется собственными значениями э. а. U^* , активационного объема V^* и энергии связи $E_{св}$ дислокаций, что делает более очевидной физическую интерпретацию структурно-энергетической концепции полезной длительной прочности.

5. Для прогнозирования полезной, исключаящей образование опасных дефектов, прочности и расчета соответствующего времени безопасного функционирования и полезного ресурса конструкционных материалов модифицирован ряд энергетических (дислокационных) критериев, предназначенных для количественной оценки эффективности легирования металлов.

6. Для наиболее перспективных металлических кристаллов из дислокационных критериев полезной длительной прочности вычислены критические температуры ($T_{кр}^*$ и $T_{кр}^{**}$), соответствующие максимальной прочности, которую лучший потенциальный сплав может выдержать без разрушения ($T_{кр}^*$), и термическому сопротивлению этого сплава в точке ($\tau^* = 0$), исключаяющей силовое близлежащее взаимодействие дефектов. $T_{кр}^{**}$ характеризует максимальный (энтропийный) вклад термической активации для преодоления близлежащего препятствия по термофлуктуационному механизму. При энтропийной температуре $T_{кр}^{**}$ микротекучесть осуществляется термическим возбуждением дислокаций независимо от структуры и концентрации легирующих элементов. При $T > T_{кр}^{**}$

доминирует диффузионная ползучесть без участия дислокаций с э. а., равной э. а. самодиффузии атомов.

Физическая мезомеханика рассматривает поведение открытых самоорганизованных систем в поле внешних напряжений и на этой основе указывает на принципиальную возможность разработки материалов с многоуровневой структурой, в том числе с нанокластерной структурой ближнего порядка. Исследование физической природы полезной длительной прочности открывает новые перспективы для развития современных технологий литейных жаропрочных сплавов и соответствующих технических решений, основанных на фундаментальных физических принципах формирования открытых (диссипативных) структур и их самоорганизации с частичным нарушением дальнего порядка и формированием благоприятных (локальных) структур ближнего порядка, обладающих большой отрицательной энтальпией смещения и сильным химическим взаимодействием компонентов. Новые украинские сплавы Mg-Al-Ca (Ti, Cr, Gd) систем отличаются улучшенной (на 30%) жидкотекучестью, низкотемпературной пластичностью (δ до 5% при 293 К), превосходной комбинацией термического сопротивления и длительной прочности, повышенной (на 150...200 К) жаропрочностью, а также более высоким сопротивлением ползучести (ϵ_{Σ} до 0,2...0,4%; $\dot{\epsilon} \sim 10^{-9} \text{ с}^{-1}$ при 70 МПа/423 К в течение 200 ч) по сравнению с автомобильными промышленными сплавами AZ91D, AS21 (США), а также европейским сплавом AE42 (Mg-4%Al-2,5%P3M) с большой концентрацией дорогих легирующих элементов. Изложенные теоретические представления могут быть использованы для физической интерпретации пластической (сдвиговой) неустойчивости в критических точках (бифуркациях), а также для оценки термического сопротивления (потенциала жаропрочности) металлических сплавов с эффектом Портевена-Ле Шателье и новых экспериментальных сплавов, предназначенных для космического, ядерно-энергетического применения и в автомобильной промышленности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. М.А. Хенкин, И.Х. Локшин. *Размерная стабильность металлов и сплавов в точном машиностроении и приборостроении*. М.: «Машиностроение», 1974, 255 с.
2. В.Л. Инденбом, А.Н. Орлов. Физическая теория пластичности и прочности // *Успехи физических наук*. 1962, т. 76, в. 3, с. 557-591.
3. J.P. Hirth and J. Lothe. *Theory of Dislocations*. 2nd ed. New York: John Wiley and Song, 1982.
4. В.Г. Ткаченко. Современные тенденции развития физики легких металлов // *Успехи физики металлов*. 2009, т. 10, №1, с. 103-130.
5. M.O. Pekguleryuz and A.A. Kaya. Creep resistant Magnesium Alloys for Powertrain Applications // *Proc. 6th Int. Conf.* / ed. K.U. Kainer. Wolfsburg, Germany, Wiley-VCA, 2003, p. 74-93.
6. А. Гранато, К. Люкке. *Теория механического затухания на дислокациях. Ультразвуковые методы исследования дислокаций*. М.: «Наука», 1963, с. 21-43.
7. B. Noble, S.I.Harris, K. Dinsdale The elastic modulus of aluminium-lithium alloys // *J. Mater. Sci.* 1982, v. 17, p. 461-468.
8. D. Legzdina and T.A. Parthasarathy. Deformation Mechanisms of a Rapidly Solidified Al-8.8Fe-3.7Ce wt. pct. alloy // *Metallurg Trans.* 1987, v. 18A, N 10, p. 1713-1719.
9. А.И. Дехтяр, Е.И. Соснина. Физико-технологические основы оптимального легирования монокристаллов тугоплавких металлов III. Высокотемпературная ползучесть оптимально легированных монокристаллов молибдена // *Металлофизика и новейшие технологии*. 2000, т. 22, №7, с. 72-80.
10. П.Н. Краинец, В.К. Пищак. Особенности высокотемпературной ползучести металлов с ОЦК-решеткой // *Металлофизика*. 1991, т. 13, №8, с. 116-120.
11. H. Conrad. Thermally activated deformation of metals // *J. of Metals*. 1964, v. 16, N 7, p. 582-588.
12. R.W. Hayes and W.C. Hayes. On the mechanism of delayed discontinuous plastic flow in an age-hardened nickel alloy // *Acta metal.* 1982, v. 30, p. 1295-1301.
13. V.I. Dotsenko. Stress Relaxation in Crystals // *Phys. stat. sol. (b)*. 1979, v. 93, p. 11-43.
14. Р.И. Кузнецов, В.А. Павлов. Временной ход пластической релаксации напряжений // *Физика металлов и металловедение*. 1968, т. 25, в. 5, с. 934-943.
15. В.Г. Ткаченко. Физическая модель дислокационной микротекучести твердых растворов с подвижной наноразмерной структурой // *Нано-структурное материаловедение*. 2012, №4, с. 61-88.
16. В.Г. Ткаченко. Физическая теория полезной длительной прочности металлических кристаллов // *Проблемы прочности*. 2013, №5, с. 58-71.
17. R.E. Reed-Hill. *Physical Metallurgy Principles* / 2nd ed. New York: D. Van Nostrand Company, 1973, 376 p.
18. Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин. *Превращение в железе и стали*. М.: «Наука», 1977, 240 с.
19. H. Conrad and W. Hayes. Thermally-Activated Deformation of the Bcc Metals at Low Temperatures // *Trans. ASM*. 1963, v. 56, p. 249-262.
20. D.H. Sastry, Y.V.R.K. Prasad, K.I. Vasu. An evaluation of Rate-Controlling Obstacles for Low-Temperature Deformation of Zirconium // *J. Mater. Sci.* 1971, v. 6, p. 332-341.

Статья поступила в редакцию 17.12.2014 г.

ФІЗИЧНА ПРИРОДА КОРИСНОЇ ТРИВАЛОЇ МІЦНОСТІ МЕТАЛЕВИХ КРИСТАЛІВ

В.Г. Ткаченко

У пошуках надійних кореляцій виконано комплекс теоретичних та експериментальних досліджень тривалої міцності твердих розчинів на основі металевих кристалів з різною фізичною кінетикою дефектів. Для підвищення опору плинності, що виключає руйнування, обгрунтовані найбільш ймовірні контролюючі механізми гальмування дислокацій, у тому числі дислокаційними атмосферами Коттрелла з енергією активації, яка рівна енергії утворення надлишкових вакансій при високих напруженнях і низьких температурах ($V^*\tau^* > kT$), а також активацією переповзання дислокацій при високих температурах і низьких напругах ($V^*\tau^* \ll kT$). Чисельний аналіз рівняння дислокаційної релаксації для цих двох дислокаційних механізмів дозволяє на міжатомних відстанях розділити енергетичні вклади близькодіючої (силової, контактної) взаємодії дислокацій з розчиненими атомами і термічної активації. Модифіковано фізичний критерій корисної тривалої міцності, який може бути використаний для кількісної оцінки ефективності легування металевих кристалів і підвищення їх жароміцності.

PHYSICAL NATURE OF USEFUL LONG-TERM STRENGTH OF METALLIC CRYSTALS

V.G. Tkachenko

In recent years much progress has been first made in the author's development of a physical theory for the useful nondestructive long-term strength based upon dislocation model for the microyield and creep strain resistance of solid solutions with various kinetics of the stress-induced solute-dislocation interactions. In this study, the resulting equations for the grown-in dislocation-solute relaxation were used for numerical analysis to share the time – dependent contributions of mechanical and thermal components of activation energy. It has been argued in favour of at least two dominating dislocation mechanisms, which are believed to cause the solute atmosphere-dislocation dragging at high stresses and low temperatures ($V^*\tau^* > kT$) as well as dislocation climb impeding at low stresses and high temperatures ($V^*\tau^* \ll kT$) to increase the microyield/creep resistance. In summary, physical (energetic) criterion of time-dependent strength is modified to provide the quantitative assessment of an alloy-efficiency for metal crystals to improve their heat-resistance and long-term strength by regulating of dislocation mobility decrement / increment.