

05
Хладноломкость и разрушение металлов с разными кристаллическими решетками — дислокационные механизмы

© В.М. Чернов,^{1,2} Б.К. Кардашев,³ К.А. Мороз¹

¹Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара (АО „ВНИИНМ“),
123098 Москва, Россия

²Национальный исследовательский ядерный университет „МИФИ“,
115409 Москва, Россия

³Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: VMChernov@bochvar.ru.

(Поступило в Редакцию 6 ноября 2015 г.)

Рассмотрены дислокационные механизмы формирования температуры вязко-хрупкого перехода и низкотемпературного хрупкого разрушения металлов (моно-, поликристаллов) с разными кристаллическими решетками (ОЦК, ГЦК, ГПУ). Определены условия возникновения состояния хладноломкости и внутрикристаллитного распространения трещины (хрупкого разрушения). Такие условия могут выполняться для ОЦК и некоторых ГПУ металлов и не выполняются для ГЦК и многих ГПУ металлов. Неразрушающим методом внутреннего трения (100 kHz) определены температурные области хладноломкости (температуры вязко-хрупкого перехода) в ОЦК металлах (ферритно-мартенситная сталь ЭК-181, сплав V-4Ti-4Cr), зависящие от их структурно-фазовых состояний и прочности (пределов текучести).

Введение

При достаточно низких температурах (обычно около и ниже комнатной) в металлах (моно-, поликристаллах) с разными кристаллическими решетками (с объемно-центрированной кубической (ОЦК), некоторыми с гексагональной плотно-упакованной (ГПУ)) возникает состояние хладноломкости (низкотемпературного охрупчивания), характеризующееся критической температурой (узким интервалом температур) вязко-хрупкого перехода T_{dbtt} . Ниже этой температуры возможно хрупкое разрушение металлов (лавинное распространение трещины) при определенных в них напряженно-деформированных (плоско-деформированных) состояниях [1–10]. В металлах с гранцентрированными кубическими (ГЦК) и многими металлами с ГПУ кристаллическими решетками состояние хладноломкости и хрупкого разрушения не возникает.

Физико-механические причины и механизмы формирования состояния хладноломкости и хрупкого разрушения металлических материалов еще недостаточно определены, хотя исследования в этом направлении активно ведутся на основе методов механики разрушения, теории дислокаций, теории внутренних напряжений и особенностей межатомных взаимодействий в металлах разных кристаллографических классов [1–17]. Проводятся обширные экспериментальные исследования при температурах хладноломкости с использованием образцов разных типоразмеров (большие, малые, гладкие, с надрезами и трещинами и др.). Целью таких исследований является изменение напряженно-деформированных состояний (жесткости) образцов и приближения условий

испытаний образцов к реальным условиям эксплуатации изделий и получения наиболее обоснованных характеристик трещиностойкости металлов для их использования в расчетах на прочность разномасштабных конструкций, работающих в широком диапазоне внешних нагрузок (механических, температурных). Однако пока недостаточно обобщающе-теоретического анализа, способствующего решению вопросов о природе возникновения состояния хладноломкости, температуры T_{dbtt} и хрупкого разрушения металлов с разными кристаллическими решетками. Такая ситуация определяет исследования (обобщение) закономерностей и механизмов формирования хладноломкости и хрупкого разрушения металлов разных кристаллических классов как актуальную научную и техническую задачу, решение которой расширит возможности и направления создания конструкционных металлических материалов и оптимизации температурных условий их применения в установках разного назначения.

В настоящей работе рассмотрены дислокационные механизмы формирования первой (зарождение, домакроскопический рост трещины) и второй (внутризеренное распространение трещины) стадий разрушения металлов (моно-, поликристаллов) с разными кристаллическими решетками (ОЦК, ГЦК, ГПУ) в состояниях хладноломкости и формирования в них температуры T_{dbtt} . Будут определены условия возникновения состояния хладноломкости и лавинного распространения трещины (хрупкого разрушения) в металлах, на основе которых неразрушающим методом амплитудно-независимого внутреннего трения определены условия возникновения хладноломкости (температуры T_{dbtt} в корреляции

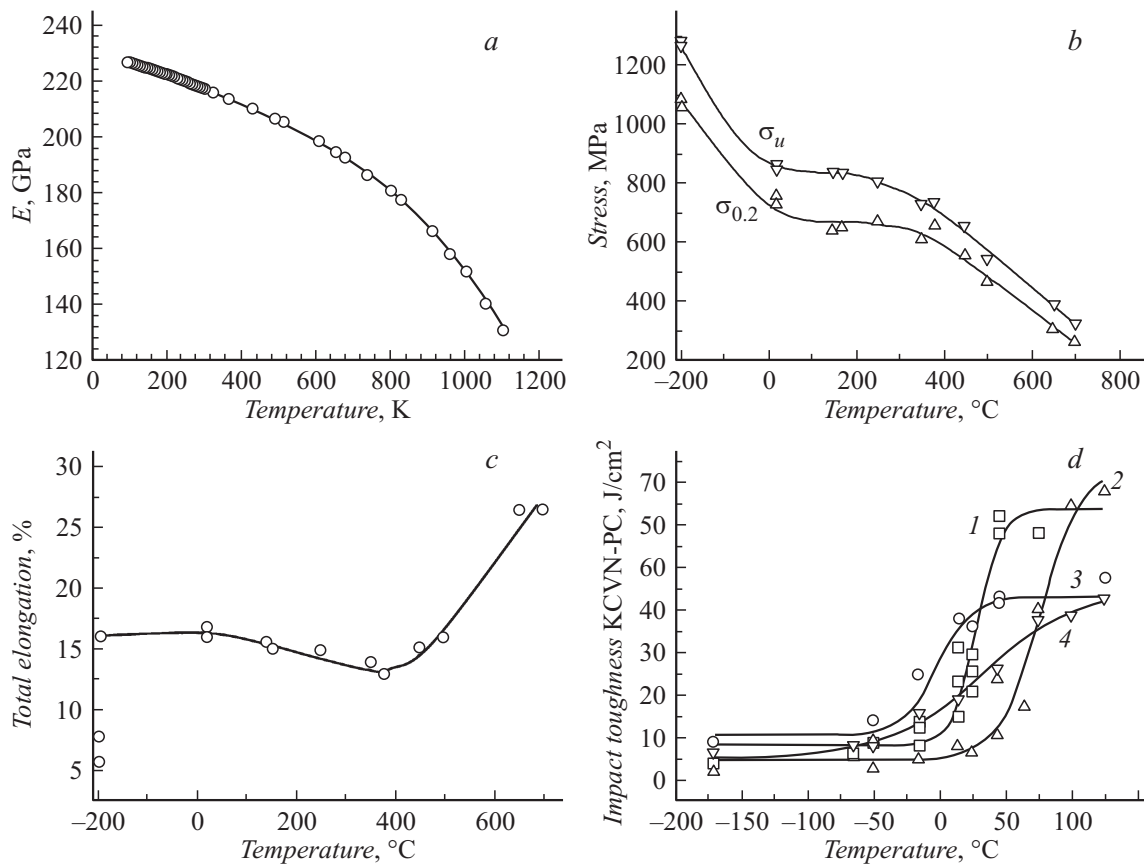


Рис. 1. Механические свойства образцов ферритно-мартенситной стали ЭК-181 в зависимости от температуры: (а) упругий модуль (E), (б) пределы текучести ($\sigma_{0.2}$) и прочности (σ_u), (с) полное удлинение до разрушения, (д) ударная вязкость (KCVN) для стандартных (ST) и малых (SM) образцов типа Шарпи с предварительной трещиной (PC) и двумя боковыми надрезами (2S). KCVN-PC-ST (1), KCVN-PC-2S-ST (2), KCVN-PC-SM (3), KCVN-PC-2S-SM (4).

с экспериментами по ударной вязкости) в ОЦК металлах (ферритно-мартенситной малоактивируемой стали ЭК-181: Fe-12Cr-2W-V-Ta-B, сплав V-4Ti-4Cr) и причины отсутствия хладноломкости в ГЦК металлах (аустенитной стали ЭК-164: Fe-16Cr-19Ni-2Mo-Nb-Ti-B).

Состояние хладноломкости и хрупкое разрушение металлов

При обычных механических испытаниях металлов, в которых возможно состояние хладноломкости и хрупкого разрушения, при температурах хладноломкости (около и ниже T_{dbtt}) наблюдается значительная пластичность. Переход от статических нагрузок к динамическим (ударным) вызывает изменение всех свойств, связанных с пластической деформацией. Ударная вязкость (трещиностойкость) металлов оценивает качество металлов (хладноломкость) и отражает процессы, вызывающие хрупкость металлов в различных условиях их нагружения, в то время как стандартные статические механические характеристики металлов в состоянии хладноломкости не меняются. Ударные испытания позволяют об-

наружить состояние хладноломкости, связанное с локализацией пластического течения в зависимости от типа структуры и напряженно-деформированного состояния (жесткости) металла (изделия). Значение T_{dbtt} зависит от прочности (низкотемпературного предела текучести) и размера (толщины) металла (изделия). Обычно, чем выше прочность металла и чем больше его размер (толщина), тем выше температура T_{dbtt} .

Как пример, на рис. 1 показаны температурные зависимости механических свойств ферритно-мартенситной стали ЭК-181 для обычных (статических) и динамических (ударных) испытаний [9,10]. Температура T_{dbtt} (рис. 1, д) находится в области температур от -30 до $+50^{\circ}\text{C}$ в зависимости от типа образцов и жесткости их нагружения (напряженно-деформированных состояний), определяемой размерами (толщиной) образцов (малые SM, стандартные ST), основным надрезом с трещиной (PC) и двумя (2S) боковыми надрезами.

При температурах около и ниже T_{dbtt} наблюдается сильная температурная зависимость пределов текучести и прочности (рис. 1, б) и слабая температурная зависимость полного удлинения до разрушения при значительной его величине (примерно 15%, рис. 1, с).

Других особенностей механических свойств при температурах около и ниже температуры T_{dbtt} при статических испытаниях не наблюдается.

Зарождение и рост трещин

Практически все явления пластической деформации и разрушения металлов определяются их кристаллической структурой и ее дефектами с главенствующей ролью дислокаций, их зарождением, плотностью и подвижностью. Компоненты напряжения в плоскости трещины (нормальная σ_{11} и сдвиговая σ_{12}) в вершине трещины длиной $2L$ определяются выражением [8,15] $\sigma_{ij}(r) = \sigma_{ij}(1 + (L/2r)^{1/2})$, где радиус r отсчитывается от края трещины. Значения этих компонент в вершине трещины локально могут достигать критических значений напряжений разрушения на разрыв σ_{th} (нормальное напряжение) и на сдвиг σ_{sh} металла. Для раскрытия макроскопической трещины с образованием свободной поверхности в металле требуется нормальное критическое напряжение (мода I), равное (превышающее) теоретическому значению напряжения разрушения металла на разрыв $\sigma_{th} = (\gamma E/a)^{1/2}$ [18], где E — модуль упругости, $\gamma \approx 0.1Ea$ [14] — удельная поверхностная энергия, a — параметр кристаллической решетки. Здесь и далее опущены коэффициенты, близкие к единице, зависящие от кристаллической решетки и напряженно-деформированного состояния разрушаемого металла (для всех направлений в кристаллической решетке принят параметр a). Из условия равенства в вершине трещины нормального напряжения и напряжения разрушения металла на разрыв $\sigma_{22}(a) = \sigma_{th} \approx 0.32E$ следует критическое значение нормального напряжения в вершине трещины $\sigma_{cr} = [2E\gamma/L]^{1/2} \approx 0.45E(a/L)^{1/2}$, определяющее раскрытие трещины. Полученное значение σ_{cr} совпадает с критическим напряжением Гриффитса σ_{Gr} для раскрытия трещины [19], полученным в рамках энергетического критерия, связывающего плотность упругой энергии разрушаемого металла с его удельной поверхностной энергией.

На фронте трещины возникает локальная „зона пластичности“ (зона зарождения и движения дислокаций) радиусом r_c , в которой сдвиговые компоненты напряжения $\sigma(r) \geq \sigma(r_c) = \sigma_{ys}$ превышают соответствующие значения предела текучести σ_{ys} . Оценка теоретической прочности на сдвиг $\sigma_{sh} = G/2\pi$ [20] определяется в вершине трещины напряжением $\sigma_{sh}(a) = 0.23G(a/L)^{1/2}$ (G — модуль сдвига). В зоне пластичности ($r < r_c$) начинается деформация (распространение трещины), обеспечиваемая подвижностью зародившихся в этой зоне дислокаций под действием сдвигового напряжения (источники типа Франка–Рида). Внутрикристаллитное раскрытие (разрыв межатомных связей) и распространение трещины (хрупкое разрушение) обеспечиваются деформацией в пластической зоне трещины. Пластическая деформация (движение дислокаций) возникает на

всех стадиях хрупкого разрушения и всегда ему предшествует [1,21]. Если работа на пластическую деформацию превышает работу на создание свободной поверхности, трещина становится „вязкой“ (не распространяется). Для раскрытия и распространения трещины требуется высокая жесткость (плоско-деформированное состояние) разрушаемого металла (изделия), обеспечивающая критические значения нормальной (раскрытие трещины, мода I) и сдвиговой (распространение трещины, мода II) компонент напряжения в вершине трещины.

Основные модели трещин, их зарождения и распространения в металлах (изделиях) при растягивающем напряжении основаны на дислокационных представлениях [1–3,8,11,12]. На стадии зарождения и домакроскопического роста трещины дислокационные модели в поликристаллическом металле включают характерные размерные параметры структуры (межзеренные границы, субструктура, фазовые частицы, двойники и др.), определяющие термоактивируемую подвижность и количество дислокаций в плоских скоплениях, поджатых сдвиговым напряжением к тормозящему структурному барьеру с усилением напряжения в головной части скопления (заторможенный сдвиг) с образованием зародыша микротрещины. В монокристаллах дополнительным механизмом зарождения домакроскопического роста трещины будут дислокационные реакции при столкновении дислокаций в пересекающихся плоскостях их скольжения. В нанокристаллических металлах (размер зерна менее 100 nm) трещиностойкость будет возрастать из-за уменьшения возможных размеров плоских скоплений и количества в них дислокаций и релаксации напряжения при взаимодействии домакроскопической трещины с границей зерна.

На последующей стадии внутризеренного развития образовавшейся макротрещины механизм ее распространения (хрупкого или вязкого) являются зарождение и движение дислокаций (не стареющих) в пластической зоне трещины. Рельеф внутренних напряжений в плоскости скольжения дислокаций (поле сопротивления движению дислокаций) формируется разными источниками (рельеф Пайерлса, твердые растворы, фазы, плотность дислокаций и др.) и определяет подвижность дислокаций в пластической зоне трещины как необходимое условие ее распространения. Распространение трещины не может опережать дислокации, двигающиеся в ее пластической зоне.

Амплитуда барьера Пайерлса определяет минимальное напряжение сдвига дислокаций и температуру T_{dbtt} в чистых металлах. Высокий барьер Пайерлса выделяет металлы, характеризующиеся явлением хладноломкости с возможностью хрупкого разрушения. Дополнительные (к барьеру Пайерлса) изменения поля внутренних напряжений в плоскости скольжения дислокаций изменяют условия подвижности дислокаций и изменяют (обычно повышают) температуру T_{dbtt} . Внешнее напряжение, объем (толщина), поверхностная энергия, упругие модули, температура, прочность (низкотемпературный предел

текучности) и подвижность дислокаций в пластической зоне трещины формируют плоско-деформированное состояние (жесткость) и температуру T_{dbrt} разрушаемого металла (изделия). Для движения дислокаций, зародившихся в пластической зоне трещины, при большой вязкости движения требуется большая работа, превышающая работу на образование свободной поверхности трещины и прекращающая движение дислокаций и распространение трещины. При малой вязкости движения (малый коэффициент трения, „сухое“ трение) совершается малая работа при движении дислокаций в пластической зоне, обеспечивая раскрытие и распространение трещины.

Подвижность дислокаций

В зависимости от уровня приложенного напряжения (сдвиговой компоненты в плоскости скольжения) и температуры, подвижность дислокаций характеризуется термоактивируемой (малые напряжения) и динамической (большие напряжения) областями (рис. 2) [12,13,22–26].

В термоактивируемой области наблюдается сильная зависимость скорости дислокаций от напряжения (степенная с показателем существенно больше единицы) и от структуры (кристаллический рельеф, твердорастворной концентрации дефектов). При этом скорость дислокаций тем выше, чем выше температура, а степенной показатель в зависимости скорости от напряжения увеличивается с увеличением концентрации дефектов.

В динамической области наблюдается линейная зависимость скорости дислокаций от напряжения, относительно слабая зависимость от структурного (дефектного) состояния металла и обратная зависимость скорости дислокаций от температуры (чем выше температура, тем меньше скорость). Структурные изменения условий

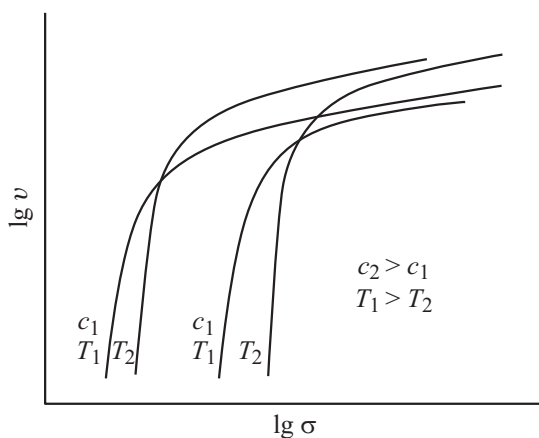


Рис. 2. Влияние температуры ($T_1 > T_2$) и твердорастворной концентрации дефектов ($c_2 > c_1$) на зависимость скорости дислокации v от напряжения σ в термоактивируемой (малые напряжения) и динамической (высокие напряжения) областях движения (схема).

движения дислокаций (примеси, легирование, радиационные дефекты) сдвигают термоактивируемую область подвижности в область более высоких напряжений с соответствующим увеличением напряжения начала динамической области (рис. 2). Согласно оценкам [22–24], динамическая область подвижности дислокаций начинается при напряжениях σ_{dyn} , превышающих предел текучести σ_{ys} примерно в 10 раз ($\sigma_{dyn} \approx 10\sigma_{ys}$). Для ГЦК металлов термоактивируемая и динамическая области скоростей дислокаций существенно сдвинуты в сторону уменьшения сдвиговой компоненты приложенного напряжения по сравнению с ОЦК металлами. В динамической области наблюдается высокая скорость дислокаций (выше 0.01 от скорости звука) и реализуется надбарьерный и атермический характер их движения, контролируемый вязким торможением дислокации. Скорость дислокаций v в динамической области определяется выражением $v = (b\sigma)/B$, где b — величина вектора Бюргера дислокации, σ — сдвиговое напряжение, B — коэффициент вязкого торможения дислокации, определяемый взаимодействием дислокации с возбуждениями кристаллической решетки (фононами, электронами, магнонами) и уменьшающийся с уменьшением температуры.

Для внутризеренного раскрытия и распространения макроскопической трещины в металле (вторая стадия разрушения) необходимо одновременное выполнение нескольких критических условий, определяемых внешней нагрузкой (растягивающее напряжение σ), жесткостью напряженного состояния, температурой и вязким движением дислокаций в динамической области.

1. Напряженно-деформированное состояние, формирующее в металле (изделии) необходимые значения нормальной σ_{22} и сдвиговой σ_{12} компонент напряжения в плоскости трещины (плоскости скольжения дислокации), должно быть достаточно жестким (плоскодеформированное состояние), определяемое отношением σ_{12}/σ_{22} при достаточно больших значениях компонент σ_{12} и σ_{22} . Стадия зарождения и домакроскопического роста трещины (первая стадия разрушения) будет определяться сдвиговой компонентой напряжения и термоактивируемой подвижностью дислокаций, а ее длительность будет зависеть от подвижности дислокаций и прочности (низкотемпературного предела текучести). Вторая стадия разрушения будет определяться совместным действием нормальной (раскрытие трещины, мода I) и сдвиговой (распространение трещины, мода II) компонент напряжения в вершине трещины.

2. Нормальное напряжение в пластической зоне трещины (мода I) должно превышать критическое значение напряжения разрушения металла на разрыв $\sigma_{cr} = [2E\gamma/L]^{1/2} \approx 0.45E(a/L)^{1/2}$, обеспечивающее раскрытие трещины (разрыв межатомных связей) с образованием свободной поверхности. Величина критического напряжения σ_{cr} совпадает с критическим напряжением Гриффитса.

3. Сдвиговое напряжение в пластической зоне трещины (мода II) должно превышать критическое напряжение σ_{dyn} , определяющее зарождение дислокаций (источник типа Франка–Рида) в пластической зоне трещины и их подвижность в динамической области ($\sigma_{\text{dyn}} \approx 10\sigma_{ys}$).

4. Коэффициент вязкого торможения дислокации B , определяющий скорость и работу вязкого движения дислокации в пластической зоне трещины, должен быть меньше критического значения B_{cr} (режим „сухого“ трения), чтобы обеспечивать низкий уровень динамического торможения дислокации с малой работой на ее перемещение ($B_{\text{cr}}v < 2\gamma$). Условие $B < B_{\text{cr}}$ выполняется при достаточно низких температурах и является необходимым условием состояния хладноломкости металла.

Нет одного (главного) физического механизма хрупкого разрушения металлов (изделий) в состоянии хладноломкости. Все стадии разрушения определяются согласованной работой дислокационных механизмов (термоактивируемых, динамических) на различных структурных уровнях, контролирующих стадии разрушения и зависящих от кристаллических решеток (систем скольжения), плотности и подвижности дислокаций, барьеров Пайерлса, концентраций дефектов (пределов текучести), напряженно-деформированных и температурных состояний, упругих модулей, объемов (толщин) и энергии поверхности металлов, совместное влияние которых не всегда линейно аддитивно (синергизм процесса разрушения). В таких условиях выделение (поиск) одного „главного механизма“ хладноломкости и хрупкого разрушения металла (изделия) не имеет оснований.

Рельеф поля внутренних напряжений (поле сопротивления движению дислокации)

Рельеф внутренних напряжений (рельеф сопротивления движению дислокации) определяет необходимые уровни сдвигового напряжения для зарождения и до-макроскопического роста трещины (первая стадия разрушения) и внутризеренного распространения (вторая стадия разрушения) в металле в состоянии хладноломкости. Общее поведение разрушаемого металла (изделия) будет определяться наложением внешней нагрузки (жесткости напряженного состояния) и внутренних напряжений (полей сопротивления движению дислокаций).

Для термоактивированного движения дислокаций, приводящего к зарождению и докритическому росту трещины, требуется напряжение для стартового движения (зарождения) дислокаций [11,12,22–26] $\sigma_{ys} = \sigma_0 + \sigma_1 + \sigma_2$, где σ_{ys} — предел текучести, σ_0 — рельеф напряжений, определяющий сопротивление движению дислокации в ее плоскости скольжения (рельеф Пайерлса, твердорастворные „концентрационные“ напряжения, отрыв от примесных атмосфер), $\sigma_1 = K_1 d^{(-1/2)}$ — сопротивление, определяемое условиями передачи напряжения от скоплений дислокаций с

характерным размером скопления d (зернистость, субструктура, двойники, упорядочение и др.) через тормозящий барьер с зарождением микротрещины, K_1 — некоторый числовой коэффициент (известный для многих моделей), $\sigma_2 = K_2 G b \rho^{1/2}$ — напряжение, требуемое для силового (не термоактивированного) зарождения дислокации при преодолении дефектов (неоднородностей) и упругих полей разных типов (дислокации, некогерентные фазовые частицы и др.) по механизму источников типа Франка–Рида, b — вектор Бюргерса дислокаций, ρ — плотность таких дефектов, K_2 — некоторый числовой коэффициент (известный для многих моделей). Последующее движение зародившейся дислокации будет определяться рельефом сопротивления для ее движения.

На первой стадии разрушения формируется макроскопическая трещина критического размера. Длительность этой стадии определяется амплитудой рельефа Пайерлса и концентрацией твердого раствора, контролирующей термоактивируемую подвижность дислокаций. На первой стадии разрушения возможно ее управление (изменение длительности) через параметры структуры (твердые растворы, плотность дислокаций, зеренная структура, субструктура и др.), возникающие (изменяющиеся) в зависимости от технологии получения, композиционного состава, структурно-фазового состояния, режимов термо-механической обработки и эксплуатации металла. Но увеличение (дорастание) трещины на этой стадии (без начала лавинного распространения) может продолжаться и после достижения трещиной критического размера, определяемого значением σ_{cr} в вершине трещины (мода I). Трещина должна дорасти до размера, когда сдвиговое напряжение в ее пластической зоне увеличится до критического значения σ_{dyn} ($\approx 10\sigma_{ys}$), обеспечивающего зарождение в ней дислокаций и их подвижности в динамической области (вторая стадия разрушения). На этой (второй) стадии распространения трещины возможно некоторое управление ее развитием через изменение напряжения зарождения дислокации в пластической зоне трещины (источники типа Франка–Рида).

Высокий уровень барьера Пайерлса и большое упругое взаимодействие дислокации с точечными дефектами будут определять низкотемпературный предел текучести и необходимые условия формирования минимальной температуры T_{dbt} в металле (большое напряжение для движения дислокации в динамической области). Такому условию удовлетворяют направления скольжения дислокации (направление вектора Бюргерса) вдоль кристаллических осей симметрии нечетного порядка ($\langle 111 \rangle$ для ОЦК и $\langle 11-23 \rangle$ для ГПУ кристаллов). Практически все ОЦК металлы и сплавы относятся к классу с нечетными осями симметрии для направления скольжения ($\langle 111 \rangle$). Только у некоторых ГПУ металлов (бериллий, цирконий и др.) могут реализовываться нечетные оси симметрии для направлений скольжения типа $\langle 11-23 \rangle$ и возникать состояние хладноломкости. Практически все ГЦК и многие ГПУ металлы имеют направления скольжения с

четными осями симметрии типа $\langle 110 \rangle$ и $\langle 11-20 \rangle$, характеризующимися малыми барьерами Пайерлса и слабыми упругими взаимодействиями дислокаций с точечными дефектами (хладноломкость не возникает).

Внутреннее трение

Исследование внутреннего трения в металле (частота около 100 kHz) является эффективным методом для определения вязкой подвижности дислокаций и оценки коэффициента их вязкого торможения [27,28]. Для исследований были выбраны ОЦК (сталь ЭК-181, сплав V-4Ti-4Cr) и ГЦК (сталь ЭК-164) металлы, разрабатываемых как конструкционные материалы для ядерных и термоядерных энергетических реакторов [9,29,30]. Свежие дислокации вводились в образцы предварительной небольшой пластической деформацией непосредственно перед началом измерений. Были исследованы образцы стали ЭК-181 в состояниях после двух режимов термообработки: (1) традиционного, обеспечивающего более высокую прочность (предел текучести) и более высокую температуру T_{dbt} , и (2) комбинированного, обеспечивающего более низкую прочность (предел текучести) и более низкую температуру T_{dbt} . Результаты исследований для области температуры 100–300 К приведены на рис. 3–7.

Внутреннее трение в ГЦК-металле (сталь ЭК-164) значительно выше (примерно в 10 раз, рис. 3–5), чем в ОЦК-металлах (сталь ЭК-181, сплавы ванадия). Высокая вязкость движения дислокаций в ГЦК металле, требующая большой работы для поддержания их движения (пластической деформации), обеспечивает релаксацию упругих напряжений на фронте трещины. В таких условиях состояние хладноломкости с возможностью раскрытия трещины в ГЦК металлах не реализуется. Для упругих модулей для всех металлов наблюдается обычное монотонное температурное изменение без особенностей при температурах хладноломкости (рис. 1, 3–5).

В ОЦК металлах (рис. 3–5) только при температурах ниже T_{dbt} наблюдается низкий уровень внутреннего трения (режим „сухого“ трения). Наблюдается хорошая корреляция (рис. 6,7) температурных зависимостей ударной вязкости и внутреннего трения, когда температура начала резкого увеличения внутреннего трения близка к температуре T_{dbt} .

Выводы

В целом, по дислокационным механизмам разрушения металлов (изделий) в состояниях хладноломкости (низкотемпературного охрупчивания) с разными кристаллическими решетками можно сделать выводы.

1. Состояние хладноломкости (формирование температуры T_{dbt}) с возможностью хрупкого разрушения является характерным свойством металлов (моно- и поликристаллов) с высокими значениями барьера Пайерлса, энергии упругого взаимодействия дислокаций с

точечными дефектами (твердорастворного упрочнения) и стартового напряжения для движения дислокаций (низкотемпературного предела текучести). Такие условия выполняются для направлений скольжения дислокаций (направлений векторов Бюргерса) вдоль нечетных осей симметрии кристаллических решеток (типа $\langle 111 \rangle$ в ОЦК и $\langle 11-23 \rangle$ в ГПУ). Практически все ОЦК металлы (стали, сплавы) относятся к классу с нечетными осями симметрии ($\langle 111 \rangle$). Только в некоторых ГПУ металлах (бериллий, цирконий и др.) могут реализовываться нечетные оси симметрии ($\langle 11-23 \rangle$) и проявляться эффект хладноломкости. ГЦК и многие ГПУ металлы имеют направления скольжения с осями четного порядка ($\langle 110 \rangle$ и $\langle 11-20 \rangle$), характеризующимися малым барьером Пайерлса, слабым упругим взаимодействием дислокаций с точечными дефектами и большой вязкостью при движении дислокаций в динамической области (состояние хладноломкости не реализуется). Такое поведение металлов будет реализовываться при не очень низких температурах (практические условия эксплуатации техники). При очень низких температурах различие в степени хладноломкости металлов разных кристаллографических классов будет уменьшаться.

2. Возникают условия, одновременное выполнение которых определяет состояние хладноломкости и внут-

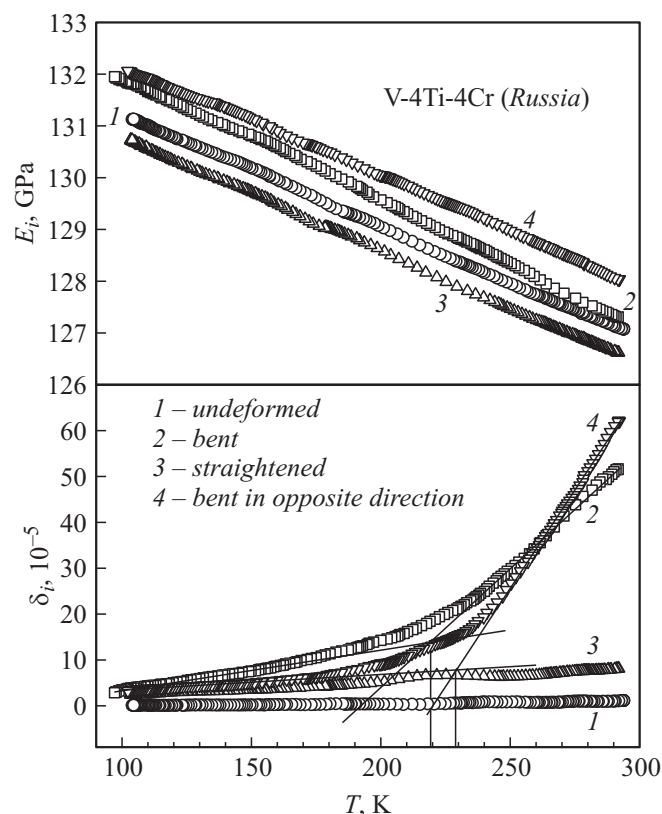


Рис. 3. Температурные зависимости упругого модуля E_t и логарифмического декремента δ_t для сплава V-4Ti-4Cr (технология АО „ВНИИНМ“). 1 — недеформированный (исходный) образец, 2 — пластически изогнутый образец, 3 — выпрямленный после пластического изгиба образец, 4 — пластически изогнутый после выпрямления образец.

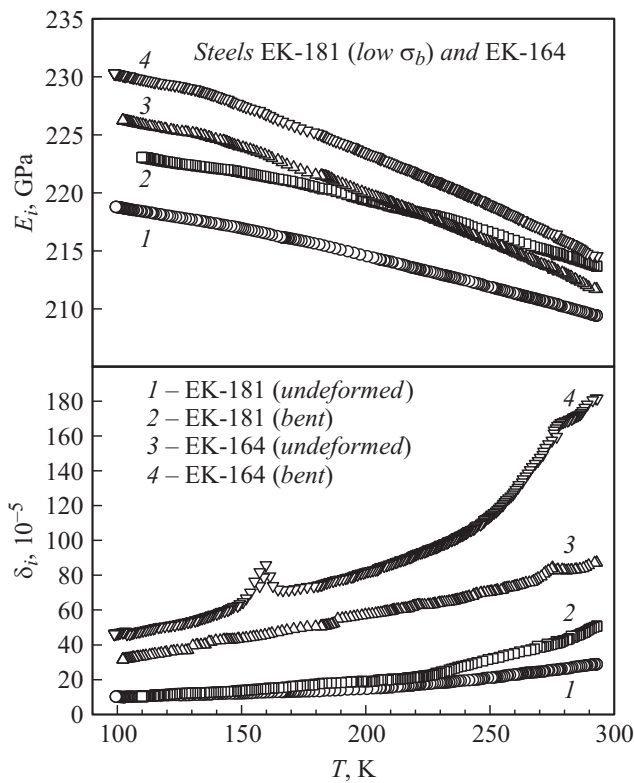


Рис. 4. Температурные зависимости упругого модуля E_i и логарифмического декремента δ_i для стали ЭК-181 с малым пределом текучести σ_b (1, 2) и стали ЭК-164 (3, 4). 1 — недеформированный (исходный) образец, 2 — пластически изогнутый образец, 3 — недеформированный (исходный) образец, 4 — пластически изогнутый образец.

рикристаллитное распространение трещины (хрупкое разрушение) в металле (изделии) при растягивающем напряжении σ .

2.1. Напряженно-деформированное состояние, формирующее необходимые значения нормальной σ_{22} и сдвиговой σ_{12} компонент напряжения в плоскости трещины (плоскости скольжения дислокаций) должно быть достаточно жестким (плоско-деформированное состояние), определяемое параметром $\lambda = \sigma_{12}/\sigma_{22}$ при достаточно больших значениях компонент σ_{12} и σ_{22} . Стадия зарождения и домакроскопического роста трещины (первая стадия разрушения) будет определяться сдвиговой компонентой напряжения, а ее длительность будет зависеть от скорости термоактивируемой подвижности дислокаций и прочности (низкотемпературного предела текучести). Вторая стадия разрушения будет определяться совместным действием нормального (раскрытие трещины) и сдвигового (удлинение трещины) напряжений.

2.2. Нормальное критическое напряжение в вершине трещины (мода I) должна достигать напряжения разрушения металла на разрыв $\sigma_{cr} = [2E\gamma/L]^{1/2} \approx 0.45E(a/L)^{1/2}$. Напряжение σ_{cr} равно по величине напряжению Гриффитса σ_{Gr} для раскрытия трещины.

2.3. Сдвиговое напряжение на фронте трещины σ_{dyn} (мода II) должно обеспечивать зарождение дислокации

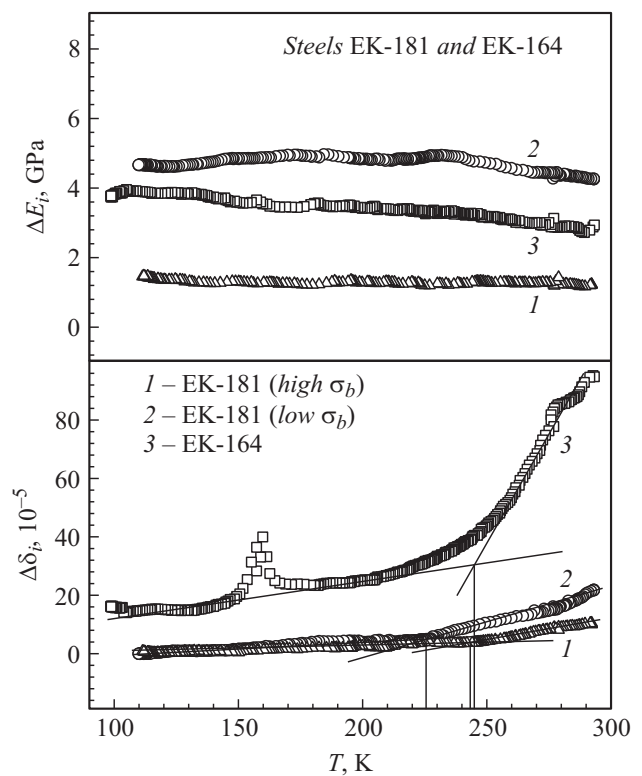


Рис. 5. Температурные зависимости увеличений упругого модуля ΔE_i и логарифмического декремента $\Delta \delta_i$ для образцов ферритно-мартенситной стали ЭК-181 с высоким (1) и низким (2) пределами текучести и для аустенитной стали ЭК-164 (3), вызванных пластическим изгибом.

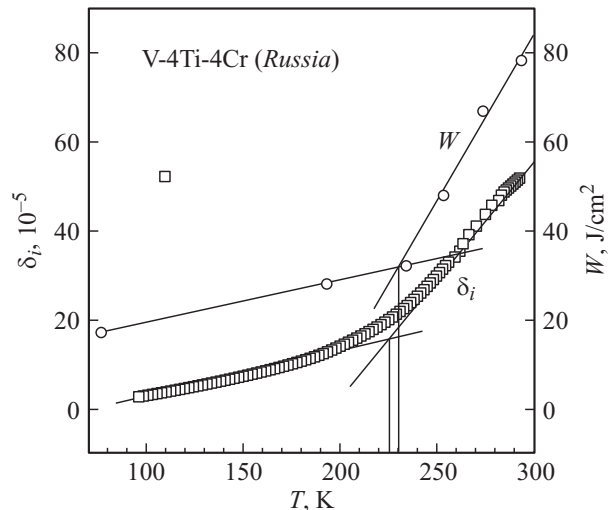


Рис. 6. Температурная зависимость ударной вязкости (W) и логарифмического декремента (δ_i) для сплава V-4Cr-4Ti.

в пластической зоне трещины и достижение их подвижности в динамической области ($\sigma_{dyn} \approx 10\sigma_{ys}$).

2.4. Коэффициент вязкого торможения дислокации B должен быть меньше критического значения B_{cr} , определяющего динамическую подвижность дислокации с малой работой на пластическую деформацию (режим

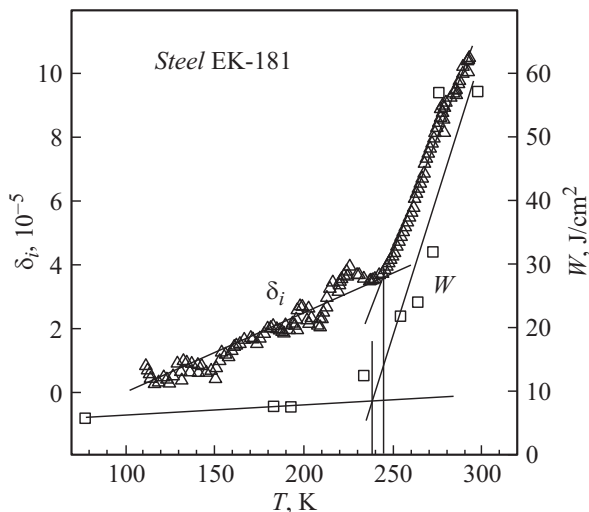


Рис. 7. Температурная зависимость ударной вязкости (W) и логарифмического декремента (δ_i) для стали ЭК-181 с высоким пределом текучести.

„сухого“ трения) в вершине трещины ($B_{cr}v < 2\gamma$). Условие $B < B_{cr}$ выполняется при достаточно низких температурах и определяет температурную область хладноломкости. Фронт распространения трещины не может опережать движущуюся перед ним дислокацию.

3. Эксперименты по внутреннему трению (диапазон частот около 100 kHz) позволяют оценить температурную зависимость коэффициента вязкого торможения дислокации (уровень амплитудно-независимого внутреннего трения) в металле, определяющего вязкий (большое дислокационное трение) или хрупкий (малое дислокационное трение) рост трещины. В ГЦК металлах наблюдается большое внутреннее трение (большое вязкое торможение дислокаций) при всех температурах. В ОЦК металлах только при температурах хладноломкости (ниже температуры T_{dbtt} , определенной из ударных экспериментов) наблюдается низкий, значительно меньший, чем в ГЦК металлах, уровень внутреннего трения („сухое“ трение), а при температурах выше T_{dbtt} наблюдается резкое увеличение внутреннего трения (вязкого торможения дислокаций). Температуры начала резкого увеличения внутреннего трения (резкое увеличение коэффициента вязкого торможения дислокаций) в ОЦК металлах хорошо соответствуют температурам T_{dbtt} , определенным из ударных экспериментов для металлов в разных структурно-фазовых состояниях (с разными пределами текучести).

Работа выполнена в рамках Государственного контракта с ГК „Росатом“ № Н.4х.44.90.13.1082.

Список литературы

[1] Степанов А.В. Основы практической прочности кристаллов. М.: Наука, 1974. 132 с.
 [2] Финкель В.М. Физика разрушения. М.: Металлургия, 1970. 376 с.

[3] Красовский А.Я. Хрупкость металлов при низких температурах. Киев: Наукова Думка, 1980. 340 с.
 [4] Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. Ч. 2. Механические испытания. Конструкционная прочность. М.: Машиностроение, 1974. 368 с.
 [5] Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
 [6] Ермолаев Г.Н. // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Материаловедение и новые материалы. 2004. Вып. 2(63). С. 267–272.
 [7] Кутыин А.Б. // ФММ. 2008. Т. 106. № 2. С. 199–205.
 [8] Штрель М.А. Разрушение. Кн. 1 — Разрушение материала. М.: МИСиС. 2014. 670 с.; Кн. 2 — Разрушение структур. М.: МИСиС, М.: 2015. 976 с.
 [9] Chernov V.M., Leonteva-Smirnova M.V., Potapenko M.M., Budylnin N.I., Devyatko Yu.N., Ioltoukhovskiy A.G., Mironova E.G., Shikov A.K., Sivak A.B., Yermolaev G.N., Kalashnikov A.N., Kuteev B.V., Blokhin A.I., Loginov N.I., Romanov V.A., Belyakov V.A., Kirillov I.R., Bulanova T.M., Golovanov V.N., Shamardin V.K., Strebkov Yu.S., Tyumentsev A.N., Kardashev B.K., Mishin O.V., Vasiliev B.A. // Nucl. Fusion. 2007. Vol. 47. P. 839–848.
 [10] Чернов В.М., Ермолаев Г.Н., Леонтьева-Смирнова М.В. // ЖТФ. 2010. Т. 80. Вып. 7. С. 72–77.
 [11] Friedel J. Dislocations. Oxford: Pergamon Press, 1964. 587 p.
 [12] Hirth J., Lothe J. Theory of dislocations. Elsevier, 2011. 600 p.
 [13] Судзуки Т., Ёсинага Х., Такеучи С. Динамика дислокаций и пластичность. Пер. с яп. М.: Мир, 1989. 296 с.
 [14] Kelley A. Strong Solids. Oxford: Clarendon Press, 1973. 261 p.
 [15] Партон В.З., Морозов Е.М. Механика упругопластического разрушения: основы механики разрушения. М.: ЛКИ, 2008. 352 с.
 [16] Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория пластичности. СПб.: Наука, 1993. 471 с.
 [17] Панин В.Е., Панин А.В., Елсукова Т.Ф., Попкова Ю.Ф. // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. Вып. 6. С. 7–18.
 [18] Orowan E. // Rep. Prog. Phys. 1949. Vol. 12. P. 185.
 [19] Griffith A.A. // Philos. Trans. Roy. Soc. Ser. A. 1920. Vol. 221. P. 163.
 [20] Frenkel J. // Z. Phys. 1926. Vol. 37. P. 572.
 [21] Stepanov A.W. // Z. Phys. 1934. Vol. 92. P. 42.
 [22] Лубенец С.В. Физические процессы пластической деформации при низких температурах / Под ред. В.И. Старцева, В.З. Бенгус. Киев: Наукова думка, 1974. С. 220–252.
 [23] Альшиц В.И., Инденбом В.Л. // УФН. 1975. Т. 115. Вып. 1. С. 3–39.
 [24] Nadgorny E.M. Dislocation Dynamics and Mechanical Properties of Crystals. Oxford: Pergamon Press, 1988. 530 p.
 [25] Чернов В.М. // Труды Международной конференции по радиационному материаловедению. Алушта, 1990. Харьков: ХФТИ, 1990. Т. 2. С. 17–25.
 [26] Indenbom V.L., Chernov V.M. Elastic strain fields and dislocation mobility / Ed. by V.L. Indenbom, J. Lothe. Amsterdam: Elsevier, 1992. P. 517–570.
 [27] Кардашев Б.К. // Кристаллография. 2009. Т. 54. № 6. С. 1074–1086.
 [28] Kardashev B.K., Chernov V.M. // Mater. Sci. Eng. A. 2009. Vol. 521–522. P. 329–334.
 [29] Ватулин А.В., Целищев А.В. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2004. № 11. С. 13–19.
 [30] Chen J.M., Chernov V.M., Kurtz R.J., Muroga T. // J. Nucl. Mater. 2011. Vol. 417. P. 289–294.