

01,07

## Хладноломкость металлов как структурный многостадийный дислокационный процесс

© В.М. Чернов<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара, Москва, Россия

<sup>2</sup>Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ, Москва, Россия

E-mail: VMChernov@bochvar.ru

Поступила в Редакцию 3 марта 2023 г.

В окончательной редакции 3 марта 2023 г.

Принята к публикации 10 марта 2023 г.

Рассмотрена хладноломкость металлов в условиях „до — в процессе — после“ облучения в ядерных и термоядерных реакторах. Определены условия и механизмы хладноломкости в зависимости от типа кристаллических решеток, структур, физико-механических свойств и внешних воздействий (температура, напряжение, реакторное облучение). Механизмы хладноломкости являются дислокационными и определяют хладноломкость как структурный многостадийный процесс. Релаксация напряжения на фронте докритической трещины останавливает ее рост (хладноломкость не формируется). Энергия дефекта упаковки металла определяет критический уровень напряжения для начала его релаксации механическим двойникованием на фронте трещины (концентраторе внешнего напряжения). В облученных металлах (хладноломких „до“ облучения) расширяется температурная область хладноломкости. „В процессе“ облучения хладноломкость не формируется.

**Ключевые слова:** сплавы, стали, низкие температуры, реакторное облучение, зарождение трещин, хрупкое разрушение, стадии, механизмы.

DOI: 10.21883/FTT.2023.05.55487.28

### 1. Введение

Проблема возникновения хладноломкости в металлах (сплавах, сталях) и их трещиностойкости длительное время изучается [1–16], но еще остается актуальной проблемой для низкотемпературного применения металлов (изделий), в том числе как конструкционных материалов для ядерных и термоядерных реакторов. Хладноломкость и трещиностойкость металлов (изделий) определяется возникновением в них при определенных условиях (температура, напряжение) состояния низкотемпературного охрупчивания (формирование температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{dbtt}$ ), зарождением и распространением докритических и критических трещин и хрупким разрушением при температурах  $T < T_{dbtt}$  и при внешних напряжениях, меньших пределов текучести металлов. Для определения условий хладноломкости металлов имеется практически только модель Гриффитса (1920 г., [1]), в которой определен размер критической трещины  $L = \alpha(E\gamma/\sigma^2)$  как энергетический критерий возникновения хладноломкости в металлах. Здесь  $L$  — полудлина трещины,  $E$  — модуль упругости металла,  $\gamma$  — удельная поверхностная энергия металла,  $\sigma$  — напряжение по нормали к плоскости трещины. Значение коэффициента  $\alpha \approx 1$  определяется геометрией задачи и состоянием напряженности металла (изделия) [1–16]. В последующих исследованиях хладноломкости метал-

лов в условии Гриффитса вносятся только некоторые поправки (уточнение коэффициента  $\alpha$ ), учитывающие геометрию металла, форму фронта трещины, ее пластическую зону и возможные механизмы раскрытия критической трещины [2–16].

Формирование состояния хладноломкости (формирование температуры  $T_{dbtt}$ ) и хрупкое разрушение металлов в таком состоянии определяется сложными дислокационными механизмами, определяемыми кристаллическими решетками (ОЦК — объемно-центрированные кубические, ГЦК — гранецентрированные кубические, ГПУ — гексагональные плотноупакованные), структурно-фазовыми, температурными и напряженными состояниями, системами скольжения и подвижностями дислокаций и физико-механическими свойствами (упругость, прочность) металлов. Хладноломкость является типичным свойством ОЦК-металлов (исключение — металлический тантал, Ta), не возникает в ГЦК-металлах и возникает в некоторых ГПУ-металлах [6,10,16]. Некоторая пластическая деформация металлов всегда предшествует их хрупкому разрушению в состоянии хладноломкости [2]. Хладноломкость возникает в моно- и поликристаллических металлах. Изменения структурно-фазовых состояний и низкотемпературной прочности хладноломких металлов (легирование, примеси, термомеханическая обработка, радиационное облучение) изменяют температурный порог хлад-

ноломкости (температуру  $T_{dbtt}$ ). При квазистатических механических нагрузках (кратковременных механических испытаниях) температурные зависимости физико-механических свойств (упругих модулей, прочности, пластичности) хладноломких металлов в температурных областях их хладноломкости не имеют особенностей [6,8,10,14–16].

Все еще остаются недостаточно исследованными и не решенными вопросы по определению причин и физических механизмов (не)возникновения хладноломкости в металлах в зависимости от типа и свойств их кристаллических решеток (ОЦК, ГЦК, ГПУ), композиционных составов, структурно-фазовых состояний и внешних условий (температуры, напряжения, реакторного облучения). Такое состояние определяет необходимость исследования хладноломкости металлов в условиях „до — в процессе — после“ реакторных облучений. Результативность таких исследований необходима для определения температурных областей хладноломкости (определения температуры  $T_{dbtt}$ ) и механизмов хрупкого разрушения металлов при разработке конструкционных материалов (изделий) нового поколения для обеспечения требований техники нового поколения, включая ядерные и термоядерные реакторы.

В настоящей работе, как обобщение и развитие результатов исследований структуры и физико-механических свойств металлов [14,15,17–26], рассмотрены и определены:

— условия и дислокационные механизмы (не)формирования хладноломкости в металлах в зависимости от типов (ОЦК, ГЦК, ГПУ) и свойств их кристаллических решеток (типов, систем скольжения и подвижности дислокаций, высоты барьеров Пайерлса), физико-механических свойств (энергий дефекта упаковки и поверхности, упругости, прочности, пластичности) и состояний (напряженных, температурных) в условиях „до — в процессе — после“ реакторного облучения (нейтронного, гамма).

— хладноломкость как последовательный многостадийный структурный дислокационный процесс, контролируемый напряженными и температурными состояниями металлов (изделий), зарождением и распространением в них докритических и критических трещин (концентраторов внешнего напряжения) с напряжениями в их вершинах разной степени критичности для свойств металлов (зарождение и подвижность дислокаций, механическое двойникование, сдвиг, отрыв).

## 2. Хладноломкость металла. Стадии хладноломкости (хрупкого разрушения)

В последующем рассмотрении хладноломкости металлов (изделий) предполагается, что в их исходных состояниях нет трещин, металлы (изделия) подвержены невысоким постоянным однородным внешним напряжениям

(меньше пределов текучести), формирующих в металлах (изделиях) определенное напряженное состояние. Не учитывается различие параметров кристаллических решеток металлов и векторов Бюргерса дислокаций для разных кристаллографических направлений. Не учитывается различие в напряженно-деформированных состояниях образцов (изделий), определяемых их геометрией и внешней нагрузкой. Учет таких особенностей приводит к незначительному количественному изменению некоторых численных параметров (типа коэффициента  $\alpha$  в вышеприведенном условии Гриффитса).

Внешнее напряжение вызывает в плоскости образования трещины компоненты напряжения  $\sigma_{ij}$  ( $i, j = 1, 2, 3$ , система координат в плоскости распространения трещины). Компоненты  $\sigma_{12}$  и  $\sigma_{22}$  определяют, соответственно, сдвиговую и нормальную компоненты внешнего напряжения в плоскости трещины, а их отношение  $\lambda = \sigma_{12}/\sigma_{22}$  определяет жесткость напряженного состояния металла.

### 2.1. Стадия 1 (инкубационная). Зарождение и рост трещин

Эта стадия происходит во всех кристаллических классах металлов (ОЦК, ГЦК, ГПУ), и ее длительность определяется их композиционными составами, структурно-фазовыми и дефектными состояниями, системами скольжения дислокаций и внешними условиями (напряжением, температурой). Пластическая деформация металлов на этой стадии определяется медленной термоактивируемой подвижностью дислокаций, определяющей зарождение (многоочаговое) и рост докритических трещин. Направление (плоскость) распространения трещины определяется кристаллографией, жесткостью напряженного состояния и структурой (поликристалличность, текстура и др.) металла и может изменяться (зарождение боковых трещин) при медленном распространении трещины. Зарождение (многоочаговое) и рост трещин может происходить как в одной кристаллической плоскости, так и в соседних с ней параллельных плоскостях с образованием полосы (мезополосы) образования и распространения трещин.

### 2.2. Стадия 2. Образование критических трещин (необходимое силовое условие хладноломкости)

Трещина является концентратором внешнего напряжения. Для определенности будут рассматриваться трещины типа I (отрыв, растяжение), как наиболее практически важного [6,10,16]. В вершине трещины возникает напряжение [16]:

$$\sigma_{ij}(r) = \sigma_{ij} [1 + (L/2r)^{1/2}] = \sigma_{ij} + K_{ij}/(2\pi r)^{1/2}, \quad (1)$$

где  $2L$  — длина трещины,  $r$  — радиус (начало координат в вершине трещины),  $K_{ij} = \sigma_{ij}(\pi L)^{1/2}$  — коэффициент

интенсивности напряжения в вершине трещины, характеризующий трещиностойкость металла. Направление (плоскость) распространения трещины определяется значениями компонент напряжений  $\sigma_{ij}(r)$  в ее вершине и кристаллографией плоскости скольжения дислокаций. Направление плоскости распространения трещины может изменяться при ее медленном росте (ветвление) в зависимости от сопротивления ее распространению (кристаллография, дефекты, межзеренные границы, текстура и др.) и жесткости напряженного состояния металла (изделия).

Характерными значениями компонент напряжения в вершине трещины (концентраторе внешнего напряжения), определяющими ее критические размеры и скорость распространения, являются критические значения компонент напряжения для механического двойникования  $\sigma_{cr1} = \sigma_{sf}$ , сдвига  $\sigma_{cr2} = \sigma_{sh}$  и отрыва  $\sigma_{cr3} = \sigma_{br}$  металла. Значения этих критических напряжений определяются критическими напряжениями деформационного образования дефекта упаковки  $\sigma_{sf} = \sigma_{sf}/b$  ( $\approx (0.05-0.1)G$  [5]), сдвига  $\sigma_{sh} \approx 0.1G$  и отрыва  $\sigma_{br} = (E\gamma/a)^{1/2} \approx 0.3E$  металла [4-11,16,27]. Здесь  $G$  — упругий модуль сдвига,  $E$  — модуль упругости (Юнга),  $\gamma \approx 0.1Ea$  — удельная поверхностная энергия,  $\gamma_{sf}$  — энергия дефекта упаковки,  $a$  — параметр кристаллической решетки металла,  $b$  — величина векторов Бюргерса дислокаций.

В зависимости от очередности достижений критических напряжений  $\sigma_{cr1}$ ,  $\sigma_{cr2}$  и  $\sigma_{cr3}$  дальнейшее распространение трещины будет различным. Если первым критическим напряжением будет напряжение механического двойникования  $\sigma_{cr1} = \sigma_{sf}$ , то произойдет релаксация напряжения в вершине докритической трещины (при ее медленном росте), и рост такой трещины прекратится (критическая трещина не образуется, хладноломкость не формируется). Такой режим трещинообразования может реализовываться в металлах с малыми энергиями дефекта упаковки (ГЦК-металлы, некоторые ГПУ-металлы, ОЦК-Ta, см. разд. 5). Если будет выполняться условие  $\sigma_{cr1} > \sigma_{cr3}$ , то формируется критическая трещина и начнется ее динамическое распространение при определенных условиях. При быстром динамическом распространении критической трещины релаксации напряжения в ее вершине несущественна.

Условия формирования хладноломкости металлов (образование и рост докритических трещин и динамическое распространение критических трещин) будут выполняться при отсутствии процессов релаксации напряжения в вершинах трещин ( $\sigma_{cr1} > \sigma_{cr2}$ ,  $\sigma_{cr3}$ ). При отсутствии релаксации напряжения в вершинах растущих докритических трещин их длина достигает критического размера трещины сдвига ( $\sigma_{ij} = \sigma_{sh}$ ):

$$L_{12sh} = 2a[\sigma_{sh}/\sigma_{12}]^2 \approx 0.02a(G/\sigma_{12})^2, \quad (2)$$

когда в ее вершине только сдвиговая компонента напряжения (в плоскости трещины)  $\sigma_{112}$  достигает значения

критического напряжения на сдвиг металла  $\sigma_{112cr} = \sigma_{sh}$ . Величина критической интенсивности сдвигового напряжения в вершине критической сдвиговой трещины определяется значением  $K_{I12cr} = (2\pi a)^{1/2}\sigma_{sh} \approx 0.25a^{1/2}G$  и характеризует сдвиговую трещиностойкость (разрушение срезом) металла при соответствующей температуре и геометрии. Дальнейшее распространение критической сдвиговой трещины может происходить сдвиговой деформацией на фронте трещины в ее пластической зоне. При распространении критической трещины сдвига может произойти разрушение срезом металла в зависимости от его геометрии (площади сечения в плоскости трещины).

На фронте растущей сдвиговой трещины образуется пластическая зона, в которой выполняется условие для сдвиговой компоненты напряжения  $\sigma_{112}(r) \geq \sigma_{ys}$  ( $\sigma_{ys}$  — предел текучести металла, стесненная деформация). Размер этой пластической зоны  $R_{pl}$  для трещины критического размера  $L_{12sh}$  из (1) определяется выражением

$$R_{12pl} = (L_{12sh}/2)(\sigma_{12}/\sigma_{ys})^2 \approx a(\sigma_{sh}/\sigma_{ys})^2. \quad (3)$$

Зарождение (поставка дислокаций) и подвижность дислокаций в пластической зоне критической сдвиговой трещины определяют скорость ее распространения. Эффективный размер критической трещины сдвига определяется значением

$$L_{efl2sh} = L_{12sh} + R_{12pl} = L_{12sh} [1 + (1/2)(\sigma_{12}/\sigma_{ys})^2]. \quad (4)$$

Критическая трещина сдвига при дальнейшем росте (дислокационные механизмы) достигает критической длины трещины отрыва  $L_{22br}$ , при которой в ее вершине нормальная компонента напряжения  $\sigma_{122}$  достигает значения критического напряжения на отрыв металла  $\sigma_{122} = \sigma_{122cr} = \sigma_{br}$ . Размер такой критической трещины (отрыва) определяется из (1) значением

$$L_{22br} = 2a[\sigma_{br}/\sigma_{22}]^2 = 2E\gamma/(\sigma_{22})^2 \approx 0.2a(E/\sigma_{22})^2. \quad (5)$$

Размер критической трещины  $L_{22br}$  определяется напряженным состоянием металла (компонентой  $\sigma_{22}$  внешнего напряжения в плоскости трещины) и значением критического напряжения отрыва (упругим модулем, поверхностной энергией). Условие (5) является необходимым силовым условием для возникновения хладноломкости металла, характеризуемого образованием критической трещины (отрыва), и согласуется с энергетическим критерием Гриффитса ([1], выше). Критическая длина трещины  $L_{22br}$  и напряженное состояние (компонента внешнего напряжения  $\sigma_{22}$ ) связаны соотношением, характеризующим хладноломкость (трещиностойкость) металла

$$(\sigma_{22})^2 L_{22br} = 2a(\sigma_{br})^2 = 2E\gamma \approx 0.2aE^2. \quad (6)$$

Коэффициент интенсивности напряжения в вершине критической трещины (отрыва) определяется величиной

$K_{I22cr} = (2\pi a)^{1/2} \sigma_b = (2\pi E \gamma)^{1/2} \approx 0.8a^{1/2} E$  и является характеристикой трещиностойкости металла (изделия) при соответствующей температуре и геометрии. Эффективная длина критической трещины (отрыва) с учетом ее пластической зоны ( $\sigma_{I22}(r) > \sigma_{ys}$ , стесненная деформация) будет определяться значением

$$\begin{aligned} L_{ef22br} &= L_{22br} [1 + (1/2)(\sigma_{22}/\sigma_{ys})^2] \\ &= L_{22br} + a(\sigma_{br}/\sigma_{ys})^2, \end{aligned} \quad (7)$$

где значение  $L_{22br}$  определено выражением (5).

Одновременное достижение в вершине критической трещины отрыва критических напряжений на сдвиг  $\sigma_{sh}$  и на отрыв  $\sigma_{br}$  металла определяет необходимое условие его хладноломкости (образование критической трещины), если будут сформированы последующие условия быстрого динамического распространения образовавшейся критической трещины (следующая стадия 3 хладноломкости).

### 2.3. Стадия 3. Быстрое динамическое распространение критической трещины (достаточное динамическое условие хладноломкости)

Эта стадия может возникать в металлах при определенных их структурных, прочностных, поверхностных (энергия поверхности), напряженных и температурных состояниях, формирующих температуру порога хладноломкости (температуру  $T_{dbtt}$ ). Скорость распространения критической трещины (концентратора внешнего напряжения) определяется подвижностью дислокаций в ее пластической зоне (3). Для формирования высокой динамической скорости скольжения дислокаций в пластической зоне трещины необходимо высокое сдвиговое (стартовое) напряжение для зарождения (работа источников дислокаций типа Франка–Рида) и начала движения (старта) дислокаций и низкий уровень вязкого динамического торможения дислокаций (режим „сухого“ трения).

Стартовые напряжения для зарождения и скольжения дислокаций в пластических зонах критических трещин определяются амплитудами потенциальных рельефов (барьеры Пайерлса, дефекты, фазовые частицы) в плоскостях скольжения дислокаций. При понижении температуры уровень динамического вязкого торможения дислокации уменьшается (фононные и электронные механизмы) [4,5,28,29] и при достижении критической температуры (физической температуры  $T_{dbtt}$ ) динамическая вязкость торможения дислокаций достигает малого (критического) значения, определяющего возникновение области динамической подвижности дислокаций (при высоком стартовом напряжении, режим „сухого трения“). Высокие стартовые напряжения для движения (скольжения) дислокаций определяются высокими амплитудами потенциальных энергетических рельефов в

плоскостях скольжения дислокаций и, прежде всего, высокими барьерами Пайерлса.

В состоянии хладноломкости металла в плоскости распространения критической трещины на ее фронте формируется локальное динамически связанное состояние „фронт трещины — дислокация“ („фродис“). Высокое стартовое напряжение и высокая динамическая скорость дислокации определяют высокую динамическую скорость „фродиса“ (скорость распространения критической трещины), увеличивающуюся при увеличении размера трещины с асимптотическим приближением к скорости звука в металле [4,5,28,29].

Условия реализации динамического распространения образующейся критической трещины (отрыва) определяются напряженным состоянием металла (изделия), напряжением на фронте трещины (концентратором внешнего напряжения) и соотношением работ на раскрытие (образованием двух поверхностей) и на увеличение длины (динамическое скольжение дислокаций) трещины. Скорость распространения критической трещины определяется динамической скоростью „фродиса“ на ее фронте (пластической зоне) при выполнении динамического условия [17,18]:

$$B(T)v(\sigma_{I12}, T) < 2\gamma, \quad (8)$$

где  $B(T)$  — коэффициент динамического вязкого торможения дислокации [4,5,28,29],  $T$  — температура металла,  $v(\sigma_{I12}, T)$  — скорость дислокации в пластической зоне распространяющейся критической трещины,  $\sigma_{I12}$  — сдвиговое напряжение в вершине трещины в ее пластической зоне. Температурный порог хладноломкости (физическая температура  $T_{dbtt}$ ) в металле, определяемый условием (8), зависит от условий в пластической зоне трещины и свойств металла, формирующих динамическую подвижность „фродиса“. Энергия поверхностного натяжения металла  $\gamma$  определяется его кристаллической решеткой (ОЦК, ГЦК, ГПУ), композиционным составом, кристаллографией плоскости трещины и внешней средой внутри трещины. Поверхностные энергии ОЦК-металлов выше поверхностных энергий ГЦК-металлов [4,5], что также определяет выполнение условия возникновения состояния хладноломкости в металлах с разными кристаллическими решетками (реализация критерия (8)). Динамическая область подвижности дислокаций в более прочных (более дефектных) металлах смещается в область более высоких напряжений (см. разд. 3). Динамическая скорость дислокаций (скорость „фродиса“) увеличивается при увеличении размера трещины (увеличении сдвиговых компонент напряжений в плоскости скольжения дислокаций), уменьшается при увеличении прочности (увеличении дефектности) металла, увеличивается при понижении температуры и асимптотически приближается к скорости звука в металле (см. разд. 3).

Динамическое условие (8) является достаточным условием возникновения хладноломкости в металлах

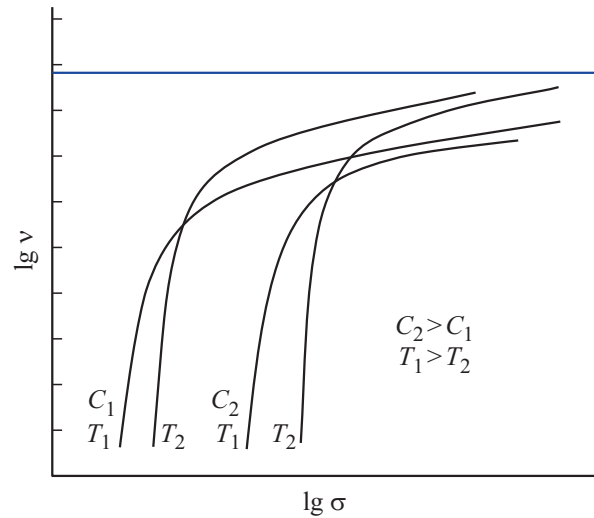
(при отсутствии релаксации напряжения в вершине докритической трещины) и дополняет необходимое силовое условие хладноломкости (5).

#### 2.4. Стадия 4. Образование критической площади („живого“ сечения) в плоскости распространения трещины

В плоскости (мезополосе) зарождения (многоочагового) и роста докритических трещин и динамического распространения критических трещин площадь сохраняющегося и сложно устроенного сечения („живого“ сечения) металла (изделия) быстро уменьшается. При уменьшении площади этого сечения (мезополосы) до критического значения, определяемого возрастанием нормальной компоненты внешнего напряжения  $\sigma_{22}$  в этом сечении (при постоянной внешней нагрузке) до значения предела текучести металла  $\sigma_{ys}$  ( $\sigma_{22} \geq \sigma_{ys}$ ), начинается пластическая деформация металла в направлении нормали к плоскости (полосе) распространения трещин. Эффективная площадь такого сечения включает соответствующие пластические зоны в вершинах трещин (3), и величина этого сечения составляет долю ( $\sigma_{22}/\sigma_{ys}$ ) от площади исходного сечения и может достигаться (при многоочаговом зарождении трещин) раньше образования критической трещины. Время образования такого критического сечения в условиях хладноломкости металла (изделия) практически определяет длительность его работоспособности (времени жизни) при данных размерах и внешних условиях (температуре, напряженных состояниях).

#### 2.5. Стадия 5. Пластическая деформация хладноломких металлов до разрушения

После образования в металле критической площади сечения (стадия 4) начинается обычная деформация металла до разрушения под действием нормального растягивающего напряжения  $\sigma_{22}$  ( $\sigma_{22} \geq \sigma_{ys}$ ) с образованием двух поверхностей отрыва. Поверхности отрыва будут иметь сложные (фрактальные) рельефы (вообще говоря, различные), сформированные на разных временных стадиях процесса хладноломкости (стадии 1–4) и обычной деформацией металла до разрушения (стадия 5). Сложные рельефы поверхностей разрушения металла формируются его микроструктурой (кристаллография, поликристалличность, текстура, фазовые частицы), зарождением (многоочаговом, включая соседние параллельные плоскости) и распространением докритических и критических трещин (сдвигом, отрывом) до образования критической площади сечения металла (изделия) и последующей его обычной низкотемпературной деформацией в этом сложно устроенном („живом“) сечении (мезополосе) до разрушения. Стадия 3 может продолжаться во время стадии 5.



**Рис. 1.** Термоактивируемые (малые напряжения) и динамические (большие напряжения) области скоростей дислокаций  $v$  в металлах в зависимости от их прочности (концентрация дефектов  $C_2 > C_1$ ), температуры ( $T_1 > T_2$ ) и сдвигового напряжения  $\sigma$  в плоскости скольжения дислокаций (логарифмический масштаб, схема). Горизонтальной линией показан уровень скорости звука в металле.

### 3. Подвижность дислокаций и хладноломкость металлов

Подвижность дислокаций определяет зарождение и рост докритических трещин и распространение критических трещин в металлах. В зависимости от уровня сдвигового напряжения в плоскости скольжения дислокаций их подвижность (скольжение) характеризуется термоактивируемой (малые напряжения) и динамической (большие напряжения) областями [4,5,11,28,29] (рис. 1).

В термоактивируемой области подвижности дислокаций, определяющей зарождение и рост докритической трещины, наблюдается (рис. 1):

- сильная (степенная) зависимость скорости дислокаций  $v(\sigma)$  от сдвигового напряжения  $\sigma$  ( $v \propto \sigma^n$ ,  $n > 1$ ).

- сильная зависимость от структуры металла (потенциального кристаллического рельефа в плоскости скольжения дислокаций, концентрации дефектов). Увеличение прочности металлов (легирование, примеси, радиационные дефекты) изменяют условия движения дислокаций и сдвигают термоактивируемую область подвижности дислокаций в область более высоких напряжений с соответствующим увеличением напряжения начала динамической области подвижности дислокаций.

- скорость дислокаций тем выше, чем выше температура.

В динамической области подвижности дислокаций (рис. 1), определяющей распространение критической трещины, с увеличением напряжения наблюдаются:

— линейная зависимость скорости дислокаций от напряжения ( $v \propto \sigma$ ), относительно слабо зависящая от структурного (дефектного) состояния металла,

— обратная зависимость скорости дислокаций от температуры (чем ниже температура, тем выше скорость),

— асимптотическое приближение скорости дислокаций к скорости звука.

Динамическая скорость дислокаций при сдвиговом напряжении  $\sigma$  определяется значением  $v = (b\sigma)/B(T)$ . Коэффициент динамического торможения дислокации  $B(T)$  определяется взаимодействием дислокации с возбуждениями (фонон-электронными) и с дефектами кристаллической решетки металла, зависит от его композиционного состава и структуры и обычно уменьшается при уменьшении температуры [4,5,28,29]. Такие особенности значения  $B(T)$  определяют особенности динамической скорости дислокаций в металлах (рис. 1). Для ГЦК-металлов графики скоростей дислокаций в зависимости от напряжения (рис. 1) сдвинуты (относительно ОЦК-металлов) в сторону более низких значений напряжений [4,5,28].

#### 4. Акустический метод измерения температурного порога хладноломкости (физической температуры $T_{dbtt}$ )

Применение неразрушающего метода динамической механической спектроскопии в ультразвуковом диапазоне частот (амплитудно-независимого внутреннего трения — АНВТ) позволяет определить температурные зависимости динамического вязкого торможения дислокаций в металлах [15,19–21]. Уровень АНВТ определяется в металлах как разность его значений  $\Delta\delta = \delta_2 - \delta_1$ , где  $\delta_1$  — значение АНВТ в исходном образце металла,  $\delta_2$  — уровень АНВТ в том же образце после его небольшой пластической деформации (введение „свежих“ дислокаций, аналогичных дислокациям на фронте трещины). Обычно уровень  $\delta_1$  в металлах (отожженных) имеет малое значение и соответствует его фоновому значению [15,19–21]. Этим методом определены [15,19–21] температурные зависимости дислокационного АНВТ (вязкости скольжения дислокаций) в ОЦК- (ферритно-мартенситная 12%-я хромистая сталь ЭК-181, сплав ванадия V–4Ti–4Cr) и в ГЦК- (аустенитная хромоникелевая сталь ЭК-164) металлах при низких температурах (в областях хладноломкости ОЦК-металлов, определенных методом ударной вязкости) (рис. 2 и 3).

Температура  $T_{dbtt}$  (физическая температура хладноломкости) в таких экспериментах определяется как температура, при которой пересекаются прямые линии, аппроксимирующие соседние низкотемпературные (ниже изгиба) и последующие высокотемпературные (выше изгиба) зависимости ударной вязкости и внутреннего трения (рис. 2 и 3). При низких температурах (ниже  $T_{dbtt}$ ) в ОЦК-металлах наблюдается (рис. 2 и 3)

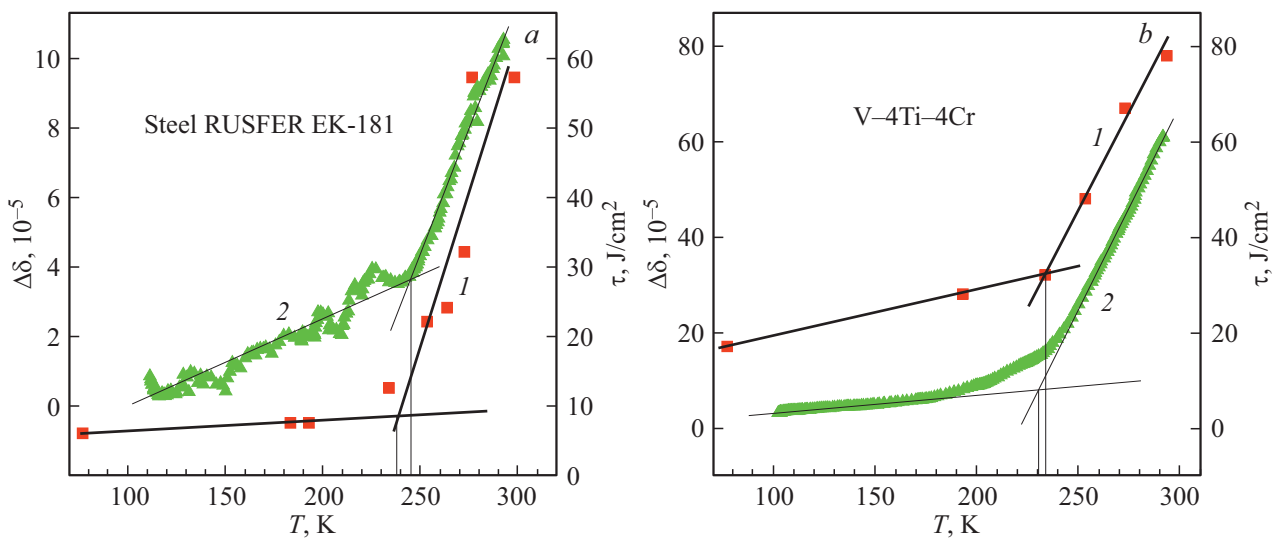
низкий уровень дислокационного внутреннего трения (низкое вязкое динамическое торможение дислокаций), характеризующий состояние их хладноломкости, определяемой из экспериментов по ударной вязкости

Характерный изгиб температурных зависимостей ударной вязкости и внутреннего трения (рис. 2 и 3) определяется подвижностью дислокаций, зависящей от их примесных атмосфер. При повышенных температурах (выше изгибов) дислокации двигаются вместе с атмосферами, при более низких температурах (ниже изгибов) дислокации двигаются без атмосфер. При наличии дефектов (примесей) разных сортов таких изгибов может быть несколько с образованием ступенек на температурных зависимостях ударной вязкости и внутреннего трения.

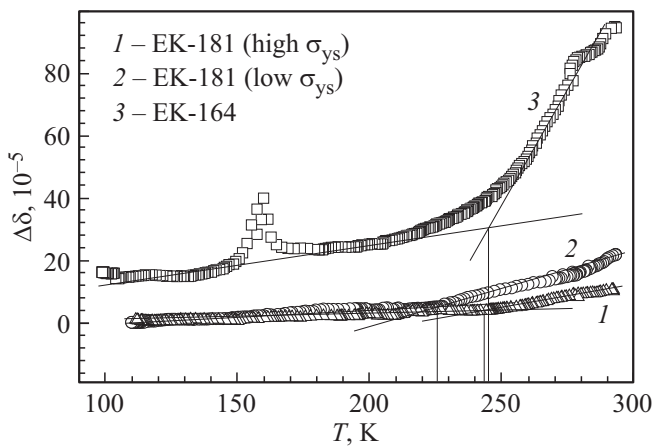
Вертикальными линиями на рис. 2 и 3 отмечены характерные температуры хладноломкости (физические температуры  $T_{dbtt}$ ). Наблюдаются близкие значения этих характерных температур для ударной вязкости и внутреннего трения, что позволяет определить  $T_{dbtt}$  из неразрушающих акустических экспериментов. Определенная таким методом  $T_{dbtt}$  будет несколько меньше ее значения (температуры „полухрупкости“), определенного из экспериментов по ударной вязкости металла как половина температурного интервала между верхней и нижней температурными полками ударной вязкости (или как 50%-е соотношение долей вязкого и хрупкого разрушений на поверхности разрушения) [6,8,10,14,16].

Экспериментально наблюдаются некоторые различия температурных зависимостей ударных вязкостей металлов, полученных для образцов типа Шарпи с разной геометрией (разными напряженными состояниями) и с наличием (отсутствием) трещин в вершинах надрезов. Для образцов без трещины в вершинах надрезов энергия ударной вязкости будет включать дополнительную работу на образование трещины. Такие различия в геометрии образцов будут определять некоторую неопределенность с определением температуры  $T_{dbtt}$  (температуры „полухрупкости“). Акустические эксперименты определяют условие динамической подвижности дислокаций в пластических зонах критических трещин и температурную область их динамического распространения (физическую температуру порога хладноломкости  $T_{dbtt}$ ).

Изменения структурно-фазовых и дефектных состояний и низкотемпературной прочности хладоломких металлов (легирование, фазовые частицы, примеси, радиационные дефекты, термомеханические обработки, облучение) изменяют значения стартовых напряжений для генерации (поставки) дислокаций и их динамическую подвижность в пластических зонах трещин, и, как следствие, изменяют значения ударной вязкости и температурную область хладноломкости металлов (изменяют температуру  $T_{dbtt}$ ) [6,8,10,14–21,31–33]. Экспериментально обычно наблюдается корреляция  $T_{dbtt}$  с низкотемпературными прочностными характеристиками (пределами текучести) в хладоломких металлах. Рис. 3 (кривые 1 и 2) иллюстрирует такие выводы



**Рис. 2.** Температурные зависимости: 1 — энергии ударной вязкости разрушения  $\tau$ , 2 — АНВТ ( $\Delta\delta$ , ультразвуковой диапазон частот) для ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (RUSFER EK-181) и сплава ванадия V-4Ti-4Cr [15,19-21]. Вертикальными линиями отмечены физические температуры  $T_{dbt}$ .



**Рис. 3.** Температурные зависимости АНВТ ( $\Delta\delta$ , ультразвуковой диапазон частот) в ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (двух термомеханических обработок, кривые 1 и 2) и аустенитной стали ЭК-164, кривая 3 [19-21]. Предел текучести стали ЭК-181 в стадии 1 (high  $\sigma_{ys}$ ) выше, чем в стадии 2 (low  $\sigma_{ys}$ ). Кривая 1 соответствует кривой 2 на рис. 2.

на примере ферритно-мартенситной стали ЭК-181 с разными значениями пределов текучести (разные режимы термомеханических обработок) и разными температурами  $T_{dbt}$ , определенными из экспериментов по ударной вязкости и из экспериментов по внутреннему трению [15,19-21,32,33]. Аналогичные изменения температурных областей хладноломкости (изменения  $T_{dbt}$ ) наблюдаются также в сплавах ванадия V-4Ti-4Cr [19-21], имеющих некоторые различия в прочностных характеристиках (низкотемпературных пределах текучести), определяемых некоторыми различиями композиционных составов (различиями концентраций элементов C, O, N).

В аустенитных сталях (на примере стали ЭК-164, рис. 3) наблюдается (как и в ОЦК-металлах) характерный изгиб температурной зависимости внутреннего трения. Температуры таких изгибов близки для ОЦК- и ГЦК-металлов (рис. 2 и 3), но уровень последующих после изгибов низкотемпературных значений (вязкого динамического торможения дислокаций) является в ГЦК-металлах более высоким, чем в ОЦК-металлах. Высокое вязкое торможение дислокаций при низких температурах определяет (и при низких барьерах Пайерлса) отсутствие в ГЦК-металлах динамической области подвижности дислокаций и, как следствие, отсутствие состояния хладноломкости (см. п. 5.2).

## 5. Дислокации и хладноломкость ОЦК-, ГЦК- и ГПУ-металлов

Состояние хладноломкости и дислокационные механизмы хрупкого разрушения в таком состоянии металлов зависят от их геометрии и напряженных состояний, созданных внешним напряжением. Напряжение в вершине растущей трещины (концентраторе внешнего напряжения) последовательно достигает (по мере ее роста) некоторых характерных критических значений (см. п. 2.2), определяющих начало деформационных процессов в металле (пороговое скольжение дислокаций, механическое двойникование, сдвиг, отрыв). Релаксация напряжения в вершине растущей докритической трещины из-за деформационных процессов разной природы (скольжение дислокаций, механическое двойникование, др. [4,5,27,35]) останавливает ее дальнейший рост. В этом случае состояние хладноломкости металла не формируется.

Изменения композиционных составов (легирование, примеси, облучение) сплавов и сталей изменяют их структурно-фазовые состояния и свойства (системы скольжения и подвижность дислокаций, механическое двойникование, энергии дефекта упаковки и поверхности, высота барьеров Пайерлса, фонон-электронные возбуждения, динамическая вязкость торможения дислокаций). Такие изменения могут изменять соотношения между критическими напряжениями для образования и роста трещин (см. разд. 2) и подавлять условия формирования хладноломкости (температуры  $T_{dbt}$ ) и механизмы хрупкого разрушения в сплавах и сталях по сравнению с матричными металлами.

### 5.1. Хладноломкость ОЦК-металлов

Тугоплавкие ОЦК-металлы характеризуются высокими значениями барьеров Пайерлса ( $10^{-3} - 10^{-2}G$ ) [4,5,27,30,34]. Основной системой скольжения дислокаций в ОЦК-металлах при низких температурах является система  $\{110\}\langle 111 \rangle$  ( $\{112\}\langle 111 \rangle$  в Та) [4,5,27]. Плоскость  $\{110\}$  является наиболее плотно упакованной плоскостью, а плоскость  $\{112\}$  является главной плоскостью дефекта упаковки [4,5]. Направление  $\langle 111 \rangle$  векторов Бюргера дислокаций является нечетной осью симметрии, и дислокации этого типа имеют сильное упругое взаимодействие с точечными дефектами замещения и внедрения [4,5,23].

Высокие энергии дефекта упаковки в тугоплавких ОЦК-металлах определяют отсутствие в них релаксационных процессов (механического двойникования) в вершине растущей докритической трещины. Докритическая трещина достигает критического размера критической трещины (отрыва металла) в ее вершине (см. п. 2.2). Высокие стартовые напряжения (высокие барьеры Пайерлса, дефекты), малые уровни вязкого динамического торможения дислокаций (разд. 4, режим „сухого трения“) формируют динамическую подвижность дислокаций в пластической зоне критической трещины при низких температурах (ниже  $T_{dbt}$ ) и определяют быстрое динамическое распространение критической трещины (отрыв металла) и возникновение хладноломкости в тугоплавких ОЦК-металлах (кроме Та).

Металлический тантал является единственным (известным) тугоплавким ОЦК-металлом, в котором нет хладноломкости [16,34,36,37]. Физико-механические свойства Та (упругие модули, прочность, пластичность) являются типичными для тугоплавких ОЦК-металлов. Металлический Та характеризуется высоким значением низкотемпературного предела текучести, существенно увеличивающемся при понижении температуры [16,34], и высоким барьером Пайерлса [30]. В отличие от других тугоплавких ОЦК металлов, в Та реализуются другая низкотемпературная система скольжения дислокаций ( $\{112\}\langle 111 \rangle$ ) и большая величина низкотемпературной упругой анизотропии  $A = 1.56$  ( $A = 2c_{44}/(c_{11} - c_{12})$ ,

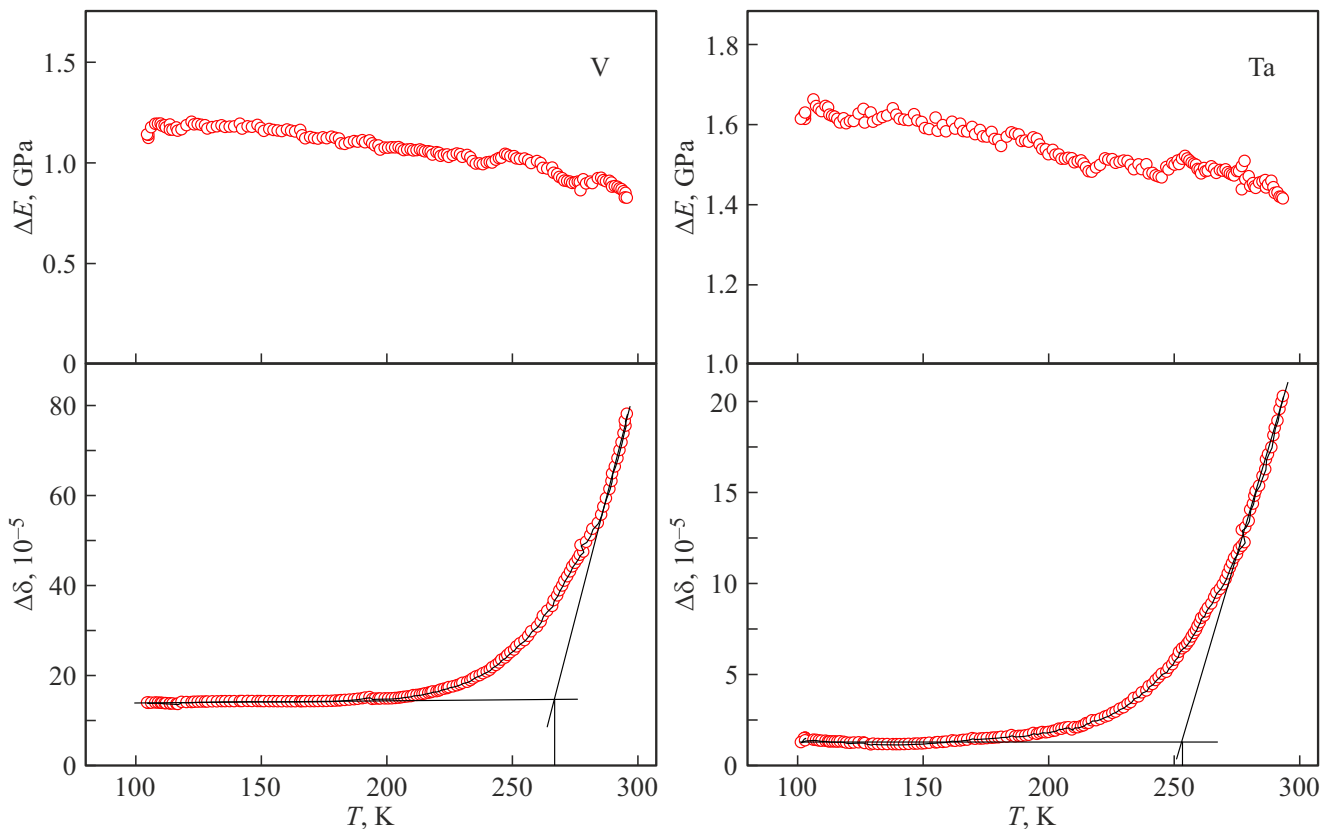
$c_{44}, c_{11}, c_{12}$  — упругие постоянные, для других тугоплавких ОЦК-металлов  $A \leq 1$ ) [4,5]. Плоскость  $\{112\}$  в Та является плоскостью образования дефекта упаковки. Энергия дефекта упаковки в Та является наименьшей по сравнению с энергиями дефекта упаковки в других тугоплавких ОЦК-металлах [4,5,16,27]. Релаксация напряжения (механическое двойникование) в вершине растущей трещины в Та начинается при ее докритическом размере (критическом для начала механического двойникования). Растущая докритическая трещина в Та не достигает критического размера, определяющего его хладноломкость (докритическая трещина останавливается). Отсутствие хладноломкости в Та свидетельствует о не главной роли уровня вязкого торможения и динамической подвижности дислокаций в формировании его хладноломкости (рис. 4). Но следует отметить более низкий уровень АНВТ (более низкую динамическую вязкость торможения дислокаций) в Та по сравнению с ванадием (рис. 4).

Понижение вязкости динамического торможения дислокаций в Та при низких температурах будет облегчать релаксацию напряжения (механическое двойникование) в вершине докритической трещины. В Та реализуются специфические механизмы низкотемпературной пластичности на фронте трещины (механическое двойникование, полюсный механизм двойникования [4,5]), определяемые в Та высокой степенью его упругой анизотропии, малой энергией дефекта упаковки (малым критическим напряжением для механического двойникования, п. 2.2) и малым вязким сопротивлением скольжению дислокаций.

### 5.2. Отсутствие хладноломкости в ГЦК-металлах

ГЦК-металлы характеризуются (относительно ОЦК-металлов) более низкими низкотемпературными пределами текучести, слабо увеличивающимися при понижении температуры, и более низкими барьерами Пайерлса ( $\sim 10^{-5}G$ ) [4,5,27–30]. Основной системой скольжения дислокаций в ГЦК-металлах является система  $\{111\}\langle 110 \rangle$  [4,5]. Эта система характеризуется четными осями симметрии для направлений вектора Бюргера дислокаций  $\langle 110 \rangle$ . Дислокации этого типа имеют слабое упругое взаимодействие с дефектами [4,5,23]. В ГЦК-металлах практически нет стартовых напряжений для скольжения дислокаций (не реализуется режим „сухого трения“ для динамической скорости дислокаций). Также в ГЦК-металлах наиболее плотно упакованная плоскость  $\{111\}$  является плоскостью механического двойникования [4,5]. В таких условиях, совместно с высокой динамической низкотемпературной вязкостью торможения скользящих дислокаций (разд. 4), малыми барьерами Пайерлса, слабым упругим взаимодействием дислокаций с дефектами и релаксацией напряжения (механическим двойникованием) на фронтах докритических трещин, хладноломкость в ГЦК-металлах не формируется.





**Рис. 4.** Температурные изменения модуля Юнга  $\Delta E$  и АНВТ  $\Delta \delta$  образцов ванадия (левый рисунок) и тантала (правый рисунок) (Б.К. Кардашев).

### 5.3. Хладноломкость ГПУ-металлов

В ГПУ-металлах реализуются (возможны) системы скольжения дислокаций как с четными (типа  $\langle 11-20 \rangle$ ), так и нечетными (типа  $\langle 11-23 \rangle$ ) направлениями осей симметрии векторов Бюргера [4,5,23]. Реализация систем скольжения дислокаций в ГПУ-металлах (сплавах) определяется их кристаллическими решетками (отношением параметров  $c/a$ ), композиционными составами и микроструктурой (потенциальным рельефом плоскости скольжения дислокаций). Плоскостями скольжения дислокаций и механического двойникования дислокаций в ГПУ-металлах могут быть базисные, призматические и пирамидальные плоскости кристаллических решеток. Следует ожидать:

— ГПУ-металлы с векторами Бюргера дислокаций типа  $\langle 11-20 \rangle$  (четные оси симметрии, призматические и базисные плоскости скольжения дислокаций) будут по своим характеристикам хладноломкости соответствовать ГЦК-металлам (нет хладноломкости).

— ГПУ-металлы с векторами Бюргера дислокаций типа  $\langle 11-23 \rangle$  (нечетные оси симметрии, пирамидальные плоскости скольжения дислокаций) будут по своим характеристикам хладноломкости соответствовать ОЦК-металлам (хладноломкость возможна).

## 6. Влияние реакторного облучения на хладноломкость металлов

Состояния структур, композиционные (элементные) составы и свойства металлов „до — в процессе — после“ реакторных (нейтронного, гамма) облучений существенно различаются. Хладноломкость металлов „до“ облучения рассмотрена выше (разд. 2–5).

### 6.1. Хладноломкость металлов после радиационного облучения

В условиях „до–после“ радиационного облучения в металлах формируется термодинамическое (квази)равновесное состояние (температура является управляющим параметром). После низкотемпературного радиационного облучения металлов повышается термодинамическая неравновесность их структуры, повышается низкотемпературная прочность и повышается температура  $T_{dbtt}$  (низкотемпературное радиационное охрупчивание, НТРО). Наблюдаются характерные особенности температурных характеристик хладноломкости металлов (хладноломких „до“ облучения) „после“ низкотемпературного радиационного облучения [31–33,38–40]:

— расширение (сдвиг) температурной области хладноломкости металлов (повышение  $T_{dbtt}$ , НТРО) с увеличением дозы облучения,

— понижение уровня верхней температурной полки ударной вязкости,

— изменение (уменьшение) наклонов температурных зависимостей энергий ударной вязкости,

— отжиг облученных металлов (изделий) возвращает температурную область и характеристики хладноломкости практически в исходное состояние.

Изменения хладноломкости металлов „после“ радиационного облучения зависят от времени и температуры облучения и времени выдержки (ядерного охлаждения, остаточной радиоактивности) после облучения, и характеризуются вышеизложенными условиями формирования хладноломкости и механизмами хрупкого разрушения металлов. Такие изменения хладноломкости определяются изменениями их композиционных составов (ядерные трансмутации), структуры (радиационные дефекты, упорядочение), остаточной радиоактивности и физико-механическими свойствами (упругости, прочности, др.).

Радиационные („после“-радиационные) изменения температурных и дозовых зависимостей ударной вязкости (НТРО) могут привести к потере пластичности и хрупкому разрушению металлов не только от сдвига (повышения  $T_{dbtt}$ ), но и от понижения (увеличение температурного наклона) уровня ударной вязкости в облученных металлах (изделиях).

Явление низкотемпературного радиационного охрупчивания (НТРО) металлов (результаты после радиационных исследований) вынуждает (в необоснованном предположении сохранения этого явления „в процессе“ радиационного облучения) повышать нижнюю температуру эксплуатации реакторов (быстрых, термоядерных), ограничивать радиационные нагрузки на металлы (ограничивать длительности топливных кампаний реакторов) и проводить промежуточные отжиги облученных металлов (изделий). Однако такой вывод нуждается в уточнении условий и определении механизмов (не)возникновения хладноломкости металлов (хладноломких „до–после“ облучения) „в процессе“ радиационных облучений.

## 6.2. Хладноломкость металлов „в процессе“ реакторного облучения

Состояние и свойства металлов „в процессе“ реакторного (нейтронного, гамма) облучения существенно отличаются от состояний „до–после“ облучения [17,18,39–45]. „В процессе“ облучения состояние металлов становится существенно более неравновесным состоянием (приток вещества и энергии из внешней среды) с усилением его открытости–неравновесности и формированием динамического стационарного состояния структуры, поддерживаемого радиационным воздействием. Управляющим параметром такого динамического

го радиационного состояния металла является интенсивность радиационного облучения. Такие неравновесные структуры и свойства металлов „в процессе“ облучения могут быть исследованы с привлечением их динамики.

„В процессе“ облучения в металлах (изделиях) возникают различные динамические процессы (тепловые и массовые потоки, градиенты температуры, „образование–гибель“ радиационных дефектов, радиационная „тряска“, ионизация), создающие дополнительные объемные постоянные и переменные (акустический шум) напряжения [17,18,39–45]. В таких радиационных условиях изменяются в металлах энергетические характеристики атомов (энергии межатомных взаимодействий, пороговые энергии радиационных смещений, диффузионные) и физико-механические свойства (уменьшение модулей упругости и прочности, возникновение радиационной ползучести при отсутствии тепловой ползучести) [17,18,39–48]. Радиационные динамические условия („радиационная тряска“) усиливают подвижность дислокаций (снижают стартовые напряжения) и релаксацию напряжений на фронтах докритических трещин. В таких условиях не формируются критические трещины (не формируется режим „сухого“ трения для динамического скольжения дислокаций на их фронтах). В металлах (хладноломких „до–после“ облучения) „в процессе“ их низкотемпературного радиационного облучения хладноломкость не формируется (отсутствует) [17,18].

Существенное влияние на состояние структуры и физико-механические свойства металлов оказывает гамма-компонент радиационного облучения [41,49–52]. Гамма-потоки в ядерных и термоядерных реакторах металлах формируются ядерными реакциями типа ( $n-\gamma$ ) на элементах композиционных составов ядерного топлива и конструкционных материалов (сплавов, сталей). Интенсивности гамма-потоков существенно различаются в реакторах деления (дополнительный поток от ядерного топлива) и термоядерного синтеза. Гамма-облучение несущественно влияет на уровень радиационной повреждаемости металлов (уровень радиационных смещений на атом, СНА) по сравнению с нейтронным уровнем СНА [51]. Влияние гамма-облучения проявляется через ионизацию атомов, изменения электронной плотности и межатомных взаимодействий, изменяющих энергетические характеристики атомов (подвижность, пороговые энергии смещений) в металлах и их физико-механические свойства (разупрочнение, релаксация напряжений).

Различия состояний структуры (термодинамических и динамических состояний равновесности) и свойств металлов „до — в процессе — после“ радиационных облучений (нейтронных, гамма) определяют ограниченность результатов, полученных в условиях „до–после“ облучения металлов, для определения их структур и свойств „в процессе“ облучений (в процессе реакторной эксплуатации). Результаты исследований структур и физико-механических свойств облученных металлов („после“ облучения), включая хладноломкость, имеющих целью

их определение „в процессе“ радиационных облучений, недостаточно представительны и информативны при разработке конструкционных материалов (изделий) для ядерных и термоядерных реакторов новых поколений. Различия условий облучений (нейтронных и гамма-спектров) в реакторах деления и синтеза также определяют различия формирования структуры, композиционных составов и свойств в условиях („в процессе — после“) облучения в реакторах деления и синтеза. Такие различия определяют ограниченность применения испытаний материалов в реакторах деления (быстрых и др.) для целей реакторов термоядерного синтеза.

## 7. Заключение

1. Определены условия и дислокационные механизмы формирования хладноломкости (формирование температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{dbit}$ , хрупкое разрушение при напряжениях меньше пределов текучести) в металлах (сплавах, сталях) в условиях „до — в процессе — после“ реакторных (нейтронных, гамма) облучений. Хладноломкость металлов является структурным многостадийным процессом (в пространстве и во времени), все стадии которого являются дислокационными и контролируются образованием докритических и критических трещин и напряжениями на их фронтах. Высокие стартовые напряжения (высокие барьеры Пайерлса, дефекты) для скольжения дислокаций, малое вязкое торможение дислокаций и их высокая динамическая скорость в пластических зонах критических трещин формируют условия хладноломкости металлов.

Стадии хладноломкости металлов контролируются термоактивируемой (зарождение и рост докритических трещин) и динамической (динамическое распространение критических трещин) подвижностями дислокаций. Дислокационные механизмы хладноломкости металлов (сплавов, сталей) определяются их кристаллическими решетками (ОЦК, ГЦК, ГПУ), композиционными составами, состояниями микроструктур (уровнями термодинамической и динамической равновесности), системами скольжения и подвижностями дислокаций, энергиями дефекта упаковки и поверхности и физико-механическими свойствами (упругость, прочность, пластичность) при определенных температурных и напряженных состояниях.

2. Релаксация напряжения в вершинах растущих докритических трещин останавливает их рост (хладноломкость не формируется). Энергия дефекта упаковки определяет пороговый уровень релаксации напряжения (механического двойникования и др.) в вершинах трещин. С уменьшением энергии дефекта упаковки (понижением критического напряжения для механического двойникования) хладноломкость металлов уменьшается. Металлы с плотноупакованными кристаллическими решетками (ГЦК, ГПУ) являются наименее хладноломкими из-за малых значений энергий дефекта упаковки. Легирование

металлов уменьшает энергию дефекта упаковки и подавляет хладноломкость сплавов и сталей на основе таких (матричных) металлов.

Отсутствие хладноломкости в Та определяется специфической природой его низкотемпературной пластичности (малым напряжением для механического двойникования) из-за малой величины энергии дефекта упаковки.

3. Состояние структуры (уровни равновесности) и физико-механические свойства металлов в условиях „до — в процессе — после“ реакторного облучения (нейтронного, гамма) существенно различны. Существенное влияние на состояние структуры и свойства металлов оказывает гамма-компонента реакторного облучения. В облученных металлах (хладноломких „до“ облучения) расширяется температурная область хладноломкости (повышается температура  $T_{dbit}$ ). „В процессе“ низкотемпературного облучения металлов (хладноломких „до–после“ облучения) состояние хладноломкости не формируется (нет хладноломкости металлов „в процессе“ облучения).

4. Различия состояний структур и свойств металлов „до — в процессе — после“ реакторных облучений (нейтронных, гамма) определяют ограниченность применения результатов (экспериментальных, теоретических, моделирующих), полученных в условиях „до–после“ облучения, для определения структур и свойств металлов „в процессе“ облучений.

## Благодарности

Выражаю благодарность Б.К. Кардашеву (ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН) за плодотворные дискуссии по вопросам хладноломкости металлов и за проведение акустических измерений упругих модулей и внутреннего трения в металлах.

## Конфликт интересов

Автор заявляет, что у него нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] A.A. Griffith. Phil. Trans. Roy. Soc. Ser. A **221**, 582, 163 (1920).
- [2] А.В. Степанов. Основы практической прочности кристаллов. Наука, М. (1974). 132 с.
- [3] Б.А. Дроздовский, Я.Б. Фридман. Влияние трещин на механические свойства конструкционных сталей. Металлургия, М. (1960). 260 с.
- [4] Ж. Фридель. Дислокации. Мир, М. (1967). 644 с. [J. Friedel. Dislocations. Pergamon Press, Oxford (1964). 580 p.]
- [5] [Дж. Хирт, И. Лоте. Теория дислокаций. Атомиздат, М. (1972). 600 с. [J.P. Hirth, J. Lothe. Theory of dislocations. McGraw-Hill Book Company (1970). 599 p.] .
- [6] В.М. Финкель. Физика разрушения. Металлургия, М. (1970). 376 с.
- [7] Atomistics of Fracture / Eds R.M. Latanision, J.R. Pickens. Plenum Press, N.Y. (1983). 1074 p.

- [8] А.Я. Красовский. Хрупкость металлов при низких температурах. Наук. думка, Киев (1980). 338 с.
- [9] В.Л. Инденбом. Письма в ЖЭТФ **12**, *11*, 526 (1970). [V.L. Indenbom. JETP Lett. **12**, *11*, 369 (1970)].
- [10] В.И. Владимиров. Физическая природа разрушения металлов. Металлургия, М. (1984). 280 с.
- [11] Elastic strain fields and dislocation mobility / Eds V.L. Indenbom, J. Lothe. Elsevier Sci., N.H. (1992). 778 p.
- [12] В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин. Физическая мезомеханика **11**, *2*, 9 (2008). [V.E. Panin, V.E. Egorushkin. Phys. Mesomech. J. **11**, *3–4*, 105 (2008)].
- [13] D.S. Kryzhevich, A.V. Korchuganov, K.P. Zolnikov. Res. Phys. **33**, 7285, 105163 (2022).
- [14] В.М. Чернов, Г.Н. Ермолаев, М.В. Леонтьева-Смирнова. ЖТФ **80**, *7*, 72 (2010). [V.M. Chernov, G.N. Ermolaev, M.V. Leont'eva-Smirnova. Tech. Phys. **55**, *7*, 985 (2010)].
- [15] Б.К. Кардашев, В.М. Чернов. ФТТ **50**, *5*, 820 (2008). [B.K. Kardashev, V.M. Chernov. Phys. Solid State **50**, *5*, 854 (2008)].
- [16] М.А. Штремель. Разрушение. Кн. 1: Разрушение материала. Изд. дом МИСиС, М. (2014). 670 с. Кн. 2: Разрушение структур. Изд. дом МИСиС, М. (2015). 976 с.
- [17] В.М. Чернов, К.А. Мороз. Атомная энергия **122**, *2*, 78 (2017). [V.M. Chernov, K.A. Moroz. Atomic Energy **122**, *2*, 93 (2017)].
- [18] В.М. Чернов. Перспектив. материалы **5**, 23 (2018).
- [19] Б.К. Кардашев. Кристаллография **54**, *6*, 1074 (2009). [B.K. Kardashev. Crystallogr. **54**, *6*, 1021 (2009)].
- [20] V.M. Chernov, B.K. Kardashev, K.A. Moroz. Nucl. Mater. Energy **9**, 496 (2016).
- [21] В.М. Чернов, Б.К. Кардашев, К.А. Мороз. ЖТФ **86**, *7*, 57 (2016). [V.M. Chernov, B.K. Kardashev, K.A. Moroz. Tech. Phys. **61**, *7*, 1015 (2016)].
- [22] V.L. Indenbom. The microscopic theory of cracks. In: [11]. P. 253–268.
- [23] V.L. Indenbom, V.M. Chernov. Thermally activated glide of a dislocation in a point defect field. In: [11]. P. 517–570.
- [24] В.Л. Инденбом, В.М. Чернов. ФТТ **21**, *5*, 1311 (1979).
- [25] М.П. Жетбаева, В.Л. Инденбом, В.В. Кирсанов, В.М. Чернов. Письма в ЖТФ **5**, *19*, 1157 (1979).
- [26] В.М. Чернов, Д.А. Камаев. Нелинейная динамика дислокаций в полях внутренних напряжений при совместном действии постоянных и переменных нагрузок. Препринт ФЭИ-2497. Обнинск (1996). 34 с.
- [27] Металловедение / Под ред. В.С. Золоторевского. Изд. дом МИСиС, М. (2014). Т. 1. 496 с.
- [28] E.M. Nadgorny. Dislocation Dynamics and Mechanical Properties of Crystals. Pergamon Press, Oxford (1988). 530 p.
- [29] V.I. Alshits. The phonon-dislocation interaction and its role in dislocation dragging and thermal resistivity. In: [11]. P. 625–698.
- [30] П. Гийо, Дж. Дорн. В сб.: А.Н. Орлов (ред.). Актуальные вопросы теории дислокаций / Мир, М. (1988). С. 270–310. [P. Guyot, J.E. Dorn. Canad. J. Phys. **45**, *2*, 983 (1967)].
- [31] A.G. Ioltukhovsky, M.V. Leonteva-Smirnova, M.I. Solonin, V.M. Chernov, V.N. Golovanov, V.K. Shamardin, T.M. Bulanova, A.V. Povstyanko, A.E. Fedoseev. J. Nucl. Mater. **307–311**, Part 1, 532 (2002).
- [32] М.В. Леонтьева-Смирнова, А.Н. Агафонов, Г.Н. Ермолаев, А.Г. Иолтуховский, Е.М. Можанов, Л.И. Ревизников, В.В. Цвелев, В.М. Чернов, Т.М. Буланова, В.Н. Голованов, З.О. Островский, В.К. Шамардин, А.И. Блохин, М.Б. Иванов, Е.Н. Козлов, Ю.Р. Колобов, Б.К. Кардашев. Перспектив. материалы **6**, 40 (2006).
- [33] V.M. Chernov, M.V. Leonteva-Smirnova, M.M. Potapenko, N.I. Budylnkin, Yu.N. Devyatko, A.G. Ioltoukhovsky, E.G. Mironova, A.K. Shikov, A.B. Sivak, G.N. Yermolaev, A.N. Kalashnikov, B.V. Kuteev, A.I. Blokhin, N.I. Loginov, V.A. Romanov, V.A. Belyakov, I.R. Kirillov, T.M. Bulanova, V.N. Golovanov, V.K. Shamardin, Yu.S. Strebkov, A.N. Tyumentsev, B.K. Kardashev, O.V. Mishin, B.A. Vasiliev. Nucl. Fusion **47**, *8*, 839 (2007).
- [34] J.H. Bechtold. Acta Metallurgica **3**, *3*, 249 (1955).
- [35] А.Н. Тюменцев, А.Д. Коротаев, И.А. Дитенберг, Ю.П. Пинжин, В.М. Чернов. Закономерности пластической деформации в высокопрочных и нанокристаллических металлических материалах. Наука, Новосибирск (2018). 256 с.
- [36] И.И. Корнилов, В.В. Глазова. Взаимодействие тугоплавких металлов переходных групп с кислородом. Наука, М. (1967). 256 с.
- [37] А.П. Гуляев. Коррозионностойкие сплавы тугоплавких металлов. Наука, М. (1982). 120 с.
- [38] R.L. Klueh, D.R. Harris. High-chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications. ASTM Int. (2001).
- [39] Л.И. Иванов, Ю.М. Платов. Радиационная физика металлов и ее приложения. Интерконтакт Наука, М. (2002). 300 с.
- [40] В.Н. Воеводин, И.М. Неклюдов. Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов. Наук. думка, Киев (2006). 376 с.
- [41] В.П. Кривобоков, С.Н. Янин. Атомная энергия **131**, *1*, 21 (2021). [V.P. Krivobokov, S.N. Yanin. Atomic Energy **131**, *1*, 17 (2021)].
- [42] Physics of radiation effects in crystals / Eds R.A. Johnson, A.N. Orlov. Elsevier Sci., N.H. (1986). 723 p.
- [43] V.V. Slezov, P.A. Bereznyak. In: [42]. P. 575–620.
- [44] R. Bullough, M.H. Wood. In: [42]. P. 189–224.
- [45] H. Wiedersich. In: [42]. P. 225–280.
- [46] V.M. Chernov, O.V. Kamaeva. Mater. Sci. Eng. A **370**, *1–2*, 246 (2004).
- [47] B.K. Kardashev, V.M. Chernov, O.A. Plaksin, V.A. Stepanov, L.P. Zaviatski. J. Alloys. Compounds **310**, *1–2*, 102 (2000).
- [48] Б.К. Кардашев, О.А. Плаксин, В.А. Степанов, В.М. Чернов. ФТТ **46**, *8*, 1409 (2004). [B.K. Kardashev, O.A. Plaksin, V.A. Stepanov, V.M. Chernov. Phys. Solid State **46**, *8*, 1449 (2004)].
- [49] V.A. Nikolaenko, V.I. Karpukhin. J. Nucl. Mater. **233–237**, Part 2, 1067 (1996).
- [50] V.A. Nikolaenko, V.I. Karpukhin, E.A. Krasikov, V.N. Kuznetsov. J. Nucl. Mater. **271–272**, 120 (1999).
- [51] F.A. Garner, L.R. Greenwood, P. Roy. In: Effects of radiation on materials: 18th Int. Symp. ASTM STP 1325, ASTM (1999). P. 52–74.
- [52] S.N. Yanin. IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. **81**, *1*, 012061 (2015). DOI: 10.1088/1757-899X/81/1/012061

Редактор Е.В. Толстякова