

# **ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ**

## **МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ**

**«Физическая мезомеханика.  
Материалы с многоуровневой иерархически  
организованной структурой и интеллектуальные  
производственные технологии»,**

посвященная 90-летию со дня рождения  
основателя и первого директора ИФПМ СО РАН  
**академика Виктора Евгеньевича Панина**

в рамках  
**Международного междисциплинарного симпозиума  
«Иерархические материалы: разработка и приложения  
для новых технологий и надежных конструкций»**

**5–9 октября 2020 года  
Томск, Россия**

Томск  
Издательство ТГУ  
2020

DOI: 10.17223/9785946219242/73

**НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ КАК СТРУКТУРНЫЙ МНОГОУРОВНЕВЫЙ ПРОЦЕСС**

Чернов В.М., Мороз К.А.

*АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара» (АО «ВНИИНМ»), Москва*

Рассмотрены низкотемпературные (до 0,2 температуры плавления) структурно-фазовые состояния и физико-механические свойства (упругие модули, деформация, разрушение, хладноломкость), определяющие эксплуатационные характеристики металлических конструкционных материалов (КМ) с ОЦК (ферритно-мартенситные стали, сплавы ванадия, др.) и ГЦК (аустенитные стали, др.) кристаллическими решётками при допустимых уровнях внешних воздействий разной природы и длительности (механических, тепловых, радиационных) в условиях «до-в процессе-после» облучения КМ. Пластическая деформация и разрушения сдвигом (мода II) или разрывом (мода I) КМ имеют дислокационный характер. При квазистатических механических нагрузках значения пластических деформаций КМ до их разрушения (полные удлинения) определяются относительно малыми значениями (до 20 %) и никаких особенностей на температурных зависимостях физико-механических свойств КМ (упругие модули, удлинения, пределы текучести и прочности) в области их хладноломкости не наблюдается. Прочность, деформация и разрушение сдвигом или разрывом КМ определяются их кристаллическими решётками, уровнями критических напряжений на сдвиг ( $\sigma_{sh} \cong \delta G$ ,  $\delta = (0,05-0,2)$ ,  $G$  – модуль сдвига) и на разрыв ( $\sigma_{fr} \cong (\gamma E/a)^{1/2} \cong 0,32 E$ ,  $\gamma$  – поверхностное натяжение,  $E$  – упругий модуль,  $a$  – параметр кристаллической решётки) и уровнями возникающих в КМ максимальных сдвиговых и нормальных компонент напряжений, формируемых внешней нагрузкой и локальными напряжениями от концентраторов напряжений (трещины, дислокационные скопления) в определённых кристаллографических сдвиговых плоскостях (плоскостях скольжения дислокаций).

Возникающая пластическая деформация и её развитие до разрушения КМ (сдвигом или разрывом) является многостадийным и многоуровневым структурным процессом, каждая стадия которого определяется определёнными дислокационными механизмами зарождения и скольжения (термоактивируемый, динамический) дислокаций по соответствующим кристаллографическим плоскостям под действием сдвиговых напряжений, реализуемых одновременно или последовательно. Процесс начинается с движения дислокаций (пластической деформации), приводящей к зарождению в КМ трещин сдвига (мода II) и их докритическому росту в определённых кристаллографических плоскостях (плоскостях скольжения дислокаций) при определённом напряженно-деформированном (плоско-напряжённом) состоянии КМ, формируемом соотношением сдвиговой  $\sigma_{12}$  и нормальной  $\sigma_{22}$  компонент внешнего напряжения  $\sigma$  в плоскости трещины. Зародившаяся трещина сдвига (длина  $2L$ ) растёт до первого критического размера  $L_1/a = (\sigma_{sh}/\sigma_{12})^2$ , когда сдвиговое напряжение в её вершине (концентраторе напряжения) достигает величины критического напряжения на сдвиг КМ  $\sigma_{sh}$  (но критическое напряжение на разрыв КМ  $\sigma_{fr}$  ещё не достигнуто). В вершине (пластической зоне) критической сдвиговой трещины зарождаются дислокации, скольжение которых в одной или нескольких параллельных кристаллографических плоскостях под действием сдвигового напряжения в этих плоскостях формирует деформационную полосу и её внутреннюю структуру. Фронт полосы движется или до внешней границы КМ, преодолевая относительно слабые барьеры (сдвиг и разрушение сдвигом КМ), или до останавливающего его движение сильного барьера (граница зерна, двойник, фазовая частица). Барьер преодолевается при достижении необходимого количества дислокаций в их скоплении перед таким барьером. Необходимый для преодоления барьера уровень напряжения формируется плоским скоплением дислокаций, количество которых определяется внешней нагрузкой и размером зерна. В

## Секция 2. Неустойчивость, локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

соседнем зерне может возникнуть или микротрещина с её аналогичным дальнейшим ростом или начнётся генерация дислокаций, продолжающих дальнейшее развитие деформационной полосы. Направление полосы в соседнем зерне может отклоняться от направления в предшествующем зерне, но общее первоначальное прямолинейное направление полосы деформации будет в среднем сохраняться и определяться направлением максимальной сдвиговой компоненты от внешней нагрузки. Ширина и внутренняя структура полосы скольжения определяется количеством задействованных параллельных сдвиговых плоскостей, движением в них дислокаций, в том числе двойным поперечным скольжением, структурными превращениями (мартенсит, двойники, др.), в значительной мере зависящими от особенностей кристаллографической структуры ОЦК и ГЦК КМ, формирующих основные плоскости скольжения  $\{110\}<111>$  и  $\{111\}<110>$ , соответственно. Внутри деформационной полосы может находиться несколько породившие её трещин сдвига. Скорость распространения деформационной полосы (сдвиг, разрушение сдвигом) будет определяться скоростями дислокаций, генерируемых фронтами трещин и распространяющимися под действием сдвиговой компоненты напряжений. Пластическая деформация с образованием деформационных локализованных полос будет разрушать зёрненную структуру зерна КМ, увеличивая его фрагментацию. Распространение деформационных полос в КМ в этом случае может иметь прерывистый характер из-за их задержек на границах зёрен. Соответствующая кривая деформации КМ будет пилообразной, количество зубцов на которой определяется количеством остановок распространяющейся деформационной полосы перед сильными барьерами. Эти начальные стадии деформации КМ, включающие зарождение и докритический рост трещины сдвига (мода II), её распространение с формированием деформационной полосы сдвига, ещё могут быть контролируемы и управляемыми.

Дальнейший рост критической трещины сдвига превращает её в критическую трещину разрыва размером  $L_2/a = (\sigma_{II}/\sigma_{22})^2$ , когда нормальное напряжение на фронте такой трещины достигнет критического напряжения на разрыв КМ  $\sigma_{II}$ . С этого момента возникает опасность хладноломкости с практически неуправляемым катастрофическим распространением трещины сдвига (мода II) с её раскрытием (мода I) и хрупким разрушением КМ (моды I+II). Раскрытие трещины разрыва (мода I) начинается с некоторой задержки после достижения её критического размера, определяемой уровнем накопления упругой энергии в вершине трещины и её релаксацией при генерации дислокаций (распространение деформационной полосы). В деформационной полосе возможно образование нескольких трещин разрыва, порождённых несколькими трещинами сдвига в деформационной полосе, а объединение трещин разрыва ускорит разрушение разрывом КМ. Скорости дислокаций на фронте трещины разрыва определяют скорость её раскрытия зависит от стартовых напряжений движения дислокаций (высокие для ОЦК КМ, низкие для ГЦК КМ), сдвигового напряжения и коэффициента вязкого торможения движущихся дислокаций. При понижении температуры КМ значение коэффициента вязкого торможения дислокации уменьшается и при достаточно низкой температуре (температуре вязко-хрупкого перехода) коэффициент вязкого торможения дислокации может существенно уменьшиться (режим «сухого трения») и может реализоваться область динамической подвижности дислокаций (скорость дислокаций приближаются к звуковой скорости). Эта динамическая область подвижности дислокаций реализуется при выполнении условия  $Vv < 2\gamma$ ,  $V$  – коэффициент торможения дислокации,  $v$  – скорость дислокации), которое может выполняться в ОЦК КМ и не выполняется в ГЦК КМ. В этих условиях трещина разрыва начинает быстро (катастрофически) распространяться (моды I+II) в ОЦК КМ (хладноломкость ОЦК КМ). Температурная область хладноломкости КМ (температура вязко-хрупкого перехода) формируется свойствами его кристаллической решётки с высоким потенциальным рельефом (Пайерлса-Набарро) в кристаллографической плоскости скольжения дислокации. Напряжение Пайерлса-Набарро высокое в ОЦК КМ ( $\{110\}<111>$  система скольжения) и низкое в ГЦК КМ ( $\{111\}<110>$  система скольжения). Дефекты кристаллической решётки разной природы, в том числе радиационной («после облучения»), усиливают потенциальный рельеф кристаллической решётки (повышение

## Секция 2. Неустойчивость, локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

предела текучести и стартовых напряжений для дислокаций), практически не влияют на подвижность дислокаций в динамической области и определяют, как следствие, повышение температуры вязко-хрупкого перехода в КМ с возможным некоторым понижением скорости распространения хрупкой трещины разрыва. Хладноломкость с хрупким разрушением КМ возникает в ОЦК КМ в условия «до-после» облучения и не возникает в ГЦК КМ. Такие различия (наличие-отсутствие хладноломкости) определяются особенностями кристаллических ОЦК и ГЦК кристаллических решёток и особенностями (симметрией) возникающих в них  $\langle 111 \rangle$  и  $\langle 110 \rangle$  дислокаций, соответственно.

Аналогичный анализ проведён для КМ с гексагональной плотно-упакованной (ГПУ) кристаллической решёткой. ГПУ КМ разделяются на два подкласса с  $\langle 1120 \rangle$  и  $\langle 1123 \rangle$  дислокациями, свойства которых близки, соответственно, к ГЦК КМ и ОЦК КМ.

Показаны качественные и количественные различия состояний и свойств КМ «до-после» (равновесное состояние) и «в процессе» (существенно неравновесное состояние, открытая система) облучения. «В процессе» облучения в КМ возникают различные динамические процессы, оказывающих существенное влияние на подвижность дислокаций (увеличение подвижности) и физико-механические свойства КМ (уменьшение упругих модулей, разупрочнение, радиационная ползучесть). «В процессе» облучения в ОЦК КМ трещины разрыва образуются, но нет их катастрофического распространения (высокая радиационная подвижность дислокаций обеспечивает релаксацию упругой энергии на их фронте). «В процессе облучения» состояние хладноломкости с хрупким разрушением разрывом не формируется в ОЦК КМ.

Проанализированы имеющиеся экспериментальные данные по исследованиям механических (пределы текучести, ударная вязкость, ползучесть) и релаксационных (упругие модули, низкочастотное и высокочастотное амплитудно-независимое внутреннее трение) свойств ОЦК (ферритно-мартенситная сталь ЭК-181, сплавы V-4Ti-4Cr) и ГЦК (аустенитная сталь ЭК-164) КМ и их хладноломкости в состояниях «до-в процессе-после» облучения. Значительная часть экспериментальных результатов находится в согласии с вышеизложенными моделями пластической деформации, образования деформационных локализованных полос, зубчатых кривых деформаций, разрушения и хладноломкости КМ.