

Релаксационные процессы при высокочастотном механическом нагружении металлов, деформированных при низких температурах

О.И. Волчок, И.М. Неклюдов

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»
ул. Академическая, 1, г. Харьков, 61108, Украина
E-mail: volchok.oleg@hotmail.com*

Статья поступила в редакцию 15 сентября 2016 г., после переработки 7 ноября 2016 г., опубликована онлайн 25 июля 2017 г.

Сделаны обобщение и анализ экспериментальных данных по влиянию высокочастотного (~20 кГц) механического нагружения (ультразвукового воздействия) на предварительно деформированные в криогенных условиях (77 К) ГПУ и ОЦК металлы. Показано, что при ультразвуковом воздействии преимущественная диссипация энергии механических колебаний происходит на границах двойников, что определяет процессы перераспределения дислокаций в аккомодационных зонах двойниковых прослоек и матрице и обеспечивает релаксацию внутренних напряжений в этих местах. При этом нивелируется эффективность границ двойников как концентраторов напряжений, что снижает хладноломкость металлов и усиливает вклад процессов полигонизации при последующих отжигах, задерживая рекристаллизацию. Полученные результаты обосновывают рассмотрение ультразвукового воздействия как аналога локальной термической активации и как методического приема регулирования степени сопряжения границ раздела фаза–матрица.

Зроблено узагальнення та аналіз експериментальних даних щодо впливу високочастотного (~20 кГц) механічного навантаження (ультразвукового впливу) на попередньо деформовані в криогенних умовах (77 К) ГЦП та ОЦК метали. Показано, що при ультразвуковому впливі переважна дисипація енергії механічних коливань відбувається на границі двійників, що визначає процеси перерозподілу дислокацій в аккомодационних зонах двійникових прошарків та матриці і забезпечує релаксацію внутрішніх напружень в цих місцях. При цьому нівелюється ефективність границь двійників як концентраторів напружень, що знижує холодноломкість металів та підсилює внесок процесів полігонізації при наступних відпалах, що затримує рекристалізацію. Отримані результати обґрунтовують розгляд ультразвукового впливу як аналога локальної термічної активації та як методичного прийому регулювання ступеня спряження границь розподілу фаза–матриця.

PACS: **62.30.+d** Механические и упругие волны; вибрации;
62.10.+s Механические свойства твердого тела;
62.20.F– Деформация и пластичность.

Ключевые слова: ультразвуковое облучение, двойники, дислокация, релаксация, структура.

1. Введение

Основным технологическим приемом воздействия на металлы и сплавы, формирующим их физико-механические свойства при фиксированном химическом и фазовом составе, является пластическая деформация, изменяющая плотность, спектр и характер распределения дефектов кристаллического строения. Для металлов с ОЦК и ГПУ решетками важной особенностью пласти-

ческой деформации, особенно в условиях низких температур, является смена ее механизма — переход от скольжения к механическому двойникованию. Поскольку образование двойников протекает со скоростями, соизмеряемыми со скоростью звука, а с понижением температуры в ОЦК и ГПУ металлах резко возрастают силы сухого трения решетки (силы Пайерлса), то при реализации пластической деформации двойникованием релаксационные процессы заторможены [1–3]. Местами

особого структурного и энергетического состояния решетки после механического двойникования, являются области у вершин и границ двойников, которые определяют концентрационную неоднородность внутренних напряжений в материале и, в зависимости от условий его эксплуатации, могут быть преимущественными местами раскрытия хрупкой трещины, зарождения центров рекристаллизации [4–6].

Ранее было показано [7–9], что если в металлах, деформированных двойникованием, путем термообработки или программного нагружения реализовать процессы микропластической деформации в виде смещения отдельных дислокаций, их перераспределения в энергетически выгодные места, то величины напряжений в релаксационных центрах становятся более близкими и, соответственно, локальные концентрации напряжений у скоплений дислокаций на границах раздела (в частности, на границах двойников) будут снижены. В результате достигались эффекты увеличения сопротивления пластической деформации (предела текучести) и долговечности при высокотемпературной ползучести, снижения температуры вязко-хрупкого перехода ОЦК металлов и др. Важно отметить, что при этом релаксационные процессы у двойниковых прослоек происходили вследствие эволюции дефектной структуры в результате тепловой активации всего объема материала. Однако в целом ряде случаев оказывается необходимым снижать пиковые напряжения, сохраняя при этом предварительно созданную дислокационную и фазовую структуру, изменение которых в результате термообработки может являться отрицательным фактором. Такой селективный характер активации областей кристаллической решетки с повышенным уровнем внутренних напряжений реализуется при знакопеременном высокочастотном (~20 кГц) механическом нагружении (ультразвуковом воздействии — УЗВ) металлов и сплавов [10]. Это обусловлено динамическим характером нагружения (материал претерпевает за 1 с ~ 20000 циклов растяжения–сжатия), а также волновой природой распространения упругих колебаний, когда основными механизмами диссипации колебательной энергии в кристаллической решетке являются дислокационное внутреннее трение и термоупругие потери, реализующиеся в разной степени в зависимости от амплитуды и частоты колебаний, температуры УЗВ и структурного состояния обрабатываемого материала.

В настоящей работе приводится обобщение и анализ экспериментальных результатов, полученных в ННЦ ХФТИ, по изучению эффектов и механизмов релаксации внутренних напряжений, реализующихся при УЗВ на металлы с ГПУ и ОЦК решетками, предварительно деформированных преимущественно двойникованием.

Для исследуемых металлов (Cd, FeSi, V, Zr, Nb) применялись следующие предварительные механические воздействия в криогенных условиях, обеспечи-

вающие, преимущественно, пластическую деформацию двойникованием: динамическое ударное нагружение на маятниковом копре с различной работой удара при $T = 77–100$ К ($\epsilon \leq 2\%$) и прокатка при $T = 20$ К ($\epsilon = 8\%$). Последующее УЗВ осуществлялось по методике и на установках, подробно описанных в [11,12].

2. Исследование механического развития двойников и диссипативных характеристик их границ после циклического высокочастотного нагружения

В поликристаллическом кадмии марки КД-100 с «бамбуковой» структурой ($d = 5$ мм) в результате динамического ударного нагружения при 77 К, деформация развивалась преимущественно двойникованием, а при последующем УЗВ на границах двойник–матрица возникали зоны локализации деформации, существенно искажающие область материнского кристалла (рис. 1). Возникающий деформационный микрорельеф обусловлен неоднородным перемещением двойниковой границы и развитием скольжения в поле высокочастотных циклических напряжений. Важно подчеркнуть, что эти процессы имеют место, как правило, у некогерентных границ двойников, характеризующихся повышенной плотностью частичных дислокаций. Установлено, что ширина возникающей на границе двойниковой прослойки зоны аккомодационного скольжения зависит от степени некогерентности границ двойников: она уже для плоскопараллельных двойников, чем для клиновидных, у которых границы построены из частичных дислокаций большой плотности. Этот экспериментальный факт свидетельствует об избирательном характере поглощения энергии высокочастотных механических колебаний. Искажение приграничной области двойника наблюдалось в результате УЗВ при $T = 300$ К с амплитудой колебаний 8 мкм, что соответствовало напряжению в образце выше порогового значения, которое ха-

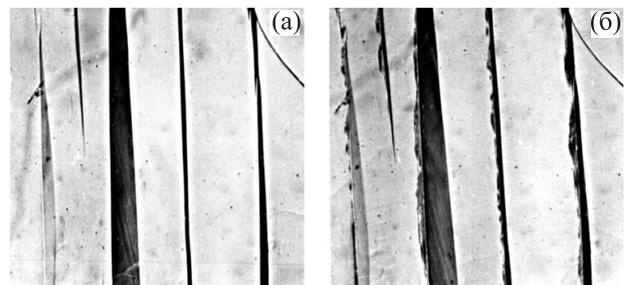


Рис. 1. Образование зон аккомодационного скольжения на некогерентных границах двойников в кадмии при ультразвуковом воздействии: после деформации двойникованием (а), то же место после ультразвукового воздействия (б). Увеличение $\times 240$.

рактенно для каждого материала и его структурного состояния, и соответствует реализации при УЗВ процессов массового размножения дислокаций [10]. Продолжительность механического циклирования материала составляла 4 с в импульсном режиме, что исключало нагрев образца.

При увеличении амплитуды и длительности озвучивания до 25 с происходит не только развитие двойникования и аккомодационного скольжения, но и образование полисинтетических двойников (рис. 2). Формирование таких образований обусловлено, по-видимому, тем, что уширение двойника в процессе озвучивания может генерировать вблизи плоскости двойникования дефекты, преодолевая которые двойник фрагментируется.

Развитие микроструктуры в кадмии при УЗВ преимущественно в аккомодационных зонах некогерентных границ двойников оказало влияние на кинетику их развития при статическом нагружении, а также на диссипативные характеристики двойниковых границ.

Исследование проводилось на образцах, в зернах которых присутствовали остаточные двойниковые прослойки с совпадающими величинами углов между следом двойниковой прослойки и осью образца, гранью образца, а также для прослоек с одинаковой исходной шириной. При ступенчатом приложении внешней растягивающей нагрузки до значения $\sigma_k > \sigma_s$ ($\sigma_k = 25$ МПа) фиксировалось уширение двойниковых прослоек (микроскоп МИМ-8М).

На рис. 3 приведен график зависимости ширины остаточной двойниковой прослойки b от величины приложенных статических напряжений (σ_{st}). УЗВ существенно изменило кинетику развития двойника: двойниковые прослойки после озвучивания развивались менее активно. Следовательно, искажения, возникающие из-за микропластической деформации при УЗВ на некогерентных границах двойников, оказали влияние на условия движения двойникующих дислокаций, повышая коэффициент упрочнения двойниковой прослойки.

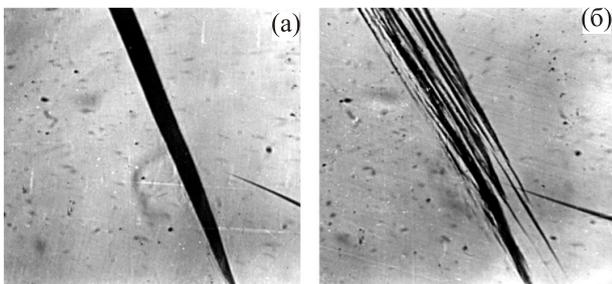


Рис. 2. Фрагментация двойниковой прослойки в кадмии под действием высокочастотного (20 кГц) механического нагружения: исходный двойник (а), то же место после ультразвукового воздействия (б). Увеличение $\times 240$.

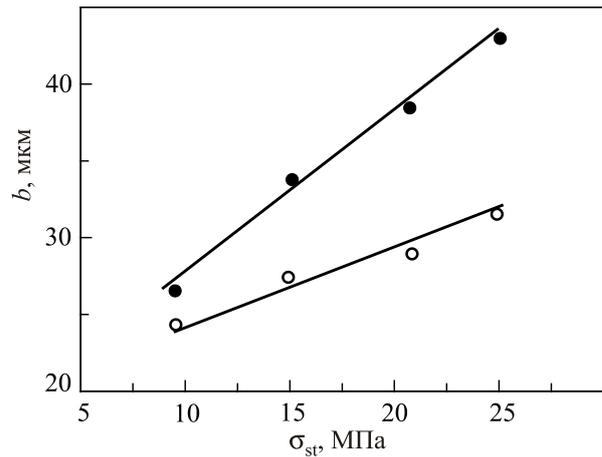


Рис. 3. Зависимость ширины остаточной двойниковой прослойки в кадмии от величины приложенных статических напряжений: исходный двойник (●), после ультразвукового воздействия (○).

Эффективным индикатором состояния границ двойников и аккомодационной зоны могут служить диссипативные свойства кадмия после УЗВ, которые определялись по измерению температурного хода (77–300 К) низкочастотного ($f = 1$ Гц) внутреннего трения в амплитудонезависимой области ($A \leq 1,5 \cdot 10^{-5}$). Результаты измерения температурной зависимости декремента затухания $Q^{-1}(T)$ для образцов, деформированных двойникованием и прошедших после двойникования УЗВ, представлены на рис. 4.

Зависимость $Q^{-1}(T)$ для образца в исходном (до деформации) отожженном состоянии характеризуется почти прямой линией во всем исследуемом интервале температур. После деформации двойникованием на кривой $Q^{-1}(T)$ возникает пик внутреннего трения в области 190 К. Рассматривая физические причины возникновения пика внутреннего трения, следует отметить, что при низкотемпературном деформировании

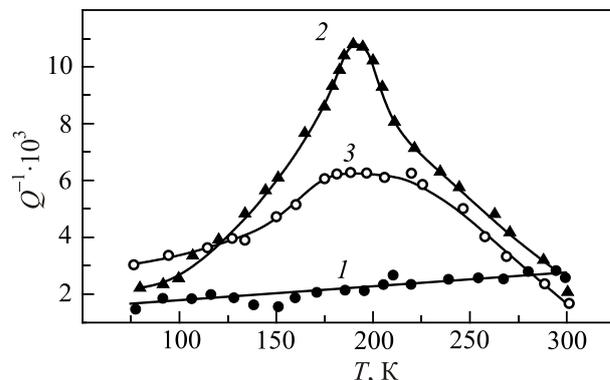


Рис. 4. Температурная зависимость декремента затухания кадмия после различных обработок (исходное состояние — 1; после деформации двойникованием — 2 и последующем ультразвуковом воздействии — 3).

ГПУ металлов, наряду с двойникованием, имеет место образование скользящих дислокаций [13], а дислокационная стадия возврата протекает уже при комнатной температуре [14]. Специально проведенные контрольные измерения показали, что длительный отдых при 300 К кристаллов кадмия с деформационными двойниками не изменяет положения и высоту выявленного пика внутреннего трения. Следовательно, он не связан с изменением плотности скользящих дислокаций, а обусловлен релаксационными потерями на границах двойников. В пользу этого свидетельствуют и данные по изменению толщины двойниковых прослоек после измерения декремента затухания. Оказалось, что приложение крутильных колебаний к кристаллам кадмия при измерении $Q^{-1}(T)$ сопровождается уширением и утонением двойниковых прослоек. Таким образом, обнаруженный пик внутреннего трения связан с потерями энергии крутильных колебаний при перемещении границ двойников. Отметим, что подобное наблюдалось на монокристаллах цинка в работе [15]. После УЗВ существенно меняется температурный ход декремента затухания: наблюдается размытие по температуре и снижение пика, т.е. вклад в диссипацию энергии крутильных колебаний фактора смещения границ раздела двойник–матрица уменьшается.

Наблюдаемое после УЗВ упрочнение двойниковых границ, а также изменение характера зависимости $Q^{-1}(T)$, является результатом перестройки дефектной структуры границ двойников и приграничных областей. При озвучивании деформированных металлов повышена вероятность взаимодействия дислокаций, в результате чего в приграничных областях двойников (аккомодационных зонах) образуются малоподвижные дислокационные конфигурации, затрудняющие перемещение границ. Кроме того, имеющий место постоянный приток вакансий при озвучивании предварительно деформированного материала [16,17] может привести к образованию комплексов вакансия–атом внедрения, обладающих большей диффузионной подвижностью, чем одиночный атом внедрения за счет уменьшения степени дилатации вокруг атома внедрения. Направленная диффузия таких комплексов к границам раздела вызывает повышение концентрации нерастворимых включений на границах двойников, что обычно [18] упрочняет двойниковую прослойку.

3. Влияние ультразвукового воздействия на хладноломкость структур с двойниками

Склонность материалов к хрупкому разрушению с понижением температуры определяется степенью концентрации локальных напряжений и возможностью их релаксации. При достижении в локальных местах напряжений, сравнимых с величиной теоретической прочности, происходит зарождение хрупкой трещины и раз-

витие разрушения. Этот процесс реализуется в том случае, если одновременно с ростом локальных напряжений не происходит их релаксация за счет микропластической деформации в этих областях. Наиболее остро вопрос о низкотемпературной хрупкости стоит для ОЦК металлов в связи с резким усилением взаимодействия примесей с дислокациями, высокими барьерами Пайерлса и особенностями геометрии скольжения при понижении температуры. Эти факторы определяют актуальность и необходимость проведения исследований по релаксации пиковых напряжений в деформированных в низкотемпературных условиях ОЦК металлах.

Как уже отмечалось, среди различных структурных элементов, создающих пиковые напряжения, необходимо выделить двойниковые прослойки. Приведенные выше результаты, полученные на кадмии, по изменению механических свойств двойников и диссипативных свойств их границ в результате УЗВ, позволили предполагать, что проводя высокочастотное механическое нагружение, можно реализовать процессы релаксации внутренних напряжений локально у границ и вершин двойников. Представлялось целесообразным изучение таких процессов в рамках определения влияния УЗВ на температуру вязко-хрупкого перехода такого материала с остаточными двойниковыми прослойками, у которого значение напряжения для движения дислокаций больше, чем у кадмия, и склонного к потере запаса пластичности при низких температурах испытаний, т.е. когда реализуется хладноломкость. В связи с этим объектом исследования были выбраны отожженные поликристаллы кремнистого железа Fe–3%Si ($d = 180$ мкм).

Образцы FeSi деформировались двойникованием (ударное нагружение при $T = 100$ К) и подвергались последующему высокочастотному механическому нагружению при 300 К в течение 12 мин с амплитудой колебаний ниже порогового значения ($A = 3,5$ мкм). Электролитическое травление поверхности шлифа образца FeSi после деформации показало, что у вершин и границ двойников наблюдаются дислокационные скопления (указано стрелками на рис. 5), которые могут тормозить протекание релаксационных процессов при последующем деформировании и, соответственно, повышать склонность материала к охрупчиванию.

Определялась температурная зависимость относительного удлинения δ образцов кремнистого железа в различных структурных состояниях. За критическую температуру хрупкости принималась температура, при которой экспериментальная кривая $\delta(T)$ в интервале температур 77–300 К пересекает уровень $\delta = 0,2\%$. Анализ кривых деформации показал, что образцы в исходном состоянии разрушаются хрупко при $T = 140$ К, а после предварительной деформации двойникованием хрупкость наступает при $T = 127$ К, т.е. при более низкой температуре, причем, большой процент трещин хрупкого разрушения приходится на границы двойни-

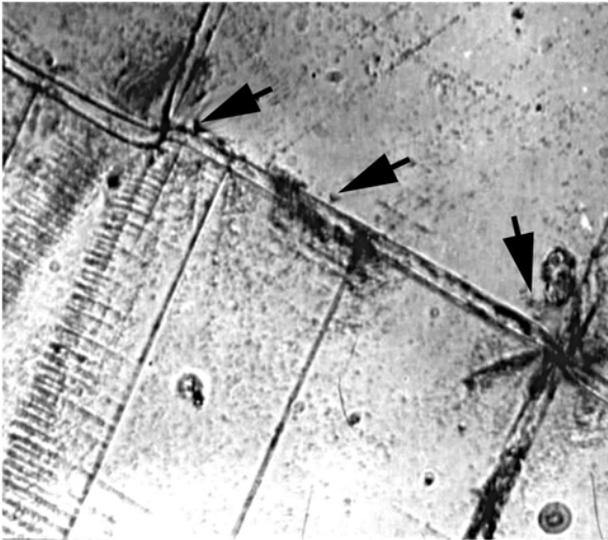


Рис. 5. Микроструктура поверхности кремнистого железа после деформации двойникованием. Увеличение $\times 600$

ков. Для образцов, прошедших УЗВ после ударной деформации, разрушению при $T = 127$ К предшествует скачкообразная пластическая деформация и, как следует из экспериментальной зависимости $\delta(T)$ (рис. 6), температурный порог хрупкости понижается на 25° . При этом предел текучести не меняется, а напряжение разрушения повышается с 450 МПа до 520 МПа. Проведенный металлографический анализ показал, что при этом деформация образцов FeSi протекает как за счет образования двойников новых систем (рис. 7), так и за счет довольно развитого скольжения.

Таким образом, релаксированные путем УЗВ двойники практически не развивались при $T = 127$ К, а ини-

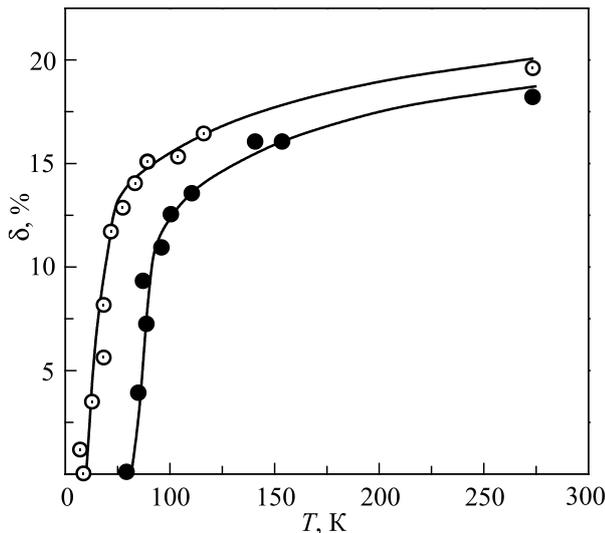


Рис. 6. Температурная зависимость относительного удлинения кремнистого железа: (●) — после деформации двойникованием; (○) — после деформации двойникованием и последующего ультразвукового воздействия.

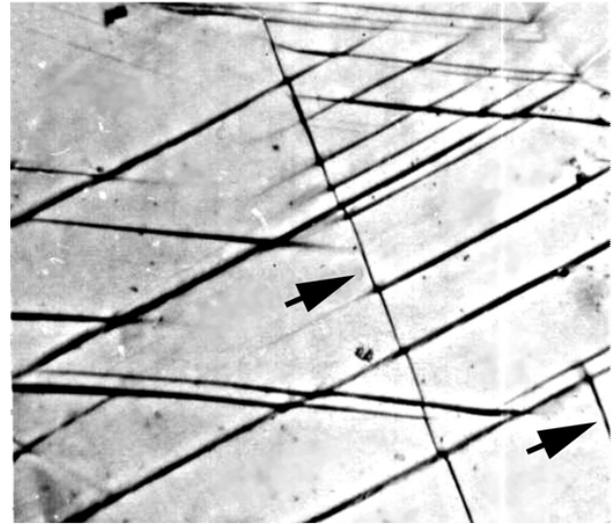


Рис. 7. Образование вторичных двойников новых систем (указано стрелками) при испытаниях на растяжение при $T = T_x$ образцов FeSi после низкотемпературной ударной деформации и ультразвукового воздействия. Увеличение $\times 340$.

цировали возникновение двойников новых систем. Отметим, что отогрев материала до комнатной температуры после ударной деформации при 100 К приводит, вероятно, лишь к частичной релаксации, вносящей малый вклад в пластичность по сравнению с охрупчивающим влиянием полей внутренних напряжений, дислокационного «леса» и других факторов. Обращает на себя внимание тот факт, что эффект пластификации в результате УЗВ не наблюдается при увеличении амплитуды механических колебаний до значений, близких к пороговым, так как в материале при этом развиваются процессы усталостного разрушения.

При рассмотрении причин релаксационных эффектов в результате УЗВ, приводящих к понижению температуры вязко-хрупкого перехода, будем исходить из дислокационных представлений о том, что первичные двойники в армированных прослойками структурах можно рассматривать как совокупность двойникоующих $a\langle 111 \rangle/6$, полных (эмиссионных) $a\langle 111 \rangle/2$ и сидячих $a\langle 112 \rangle/3$ дислокаций. Тогда, согласно Шлезвигу [19], на границах двойников при механическом нагружении могут протекать некоторые дислокационные реакции, например:

$$\frac{1}{6}a[\bar{1}11] \rightarrow \frac{1}{2}a[\bar{1}11] - \frac{1}{3}a[\bar{1}11] \rightarrow \frac{1}{6}a[1\bar{1}1] + \frac{1}{3}a[\bar{1}21].$$

Образующиеся при этом эмиссионные дислокации $a\langle \bar{1}11 \rangle/2$ уходят от двойника, оставляя на границе дислокации типа $a\langle 111 \rangle/3$. Следовательно, в результате высокочастотного механического нагружения энергия некогерентной границы понижается, а структурное и энергетическое состояние сдвойникового материала

выравнивается по объему. Нивелирование концентраторов напряжений у вершин и некогерентных границ двойниковых прослоек обуславливает, в свою очередь, тот факт, что первичные двойники становятся местами образования двойнивающей дислокации, т.е. источниками новых прослоек при испытаниях материала. Отметим, что напряжения для образования двойнивающих дислокаций определяются значениями энергии дефекта упаковки $\gamma : \gamma/b$ — по расчетам Котрелла и $\gamma/3b$ — по расчетам Шлезвига. Индикатором величины энергии дефекта упаковки может служить модуль сдвига μ , который из теоретического анализа Сумино [20], а также ряда экспериментальных данных [21] на границе двойника μ' меньше, чем модуль сдвига всей матрицы ($\mu' \sim 10^{-3} - 10^{-1}$), следовательно, зародить новую дислокацию в этой области легче. Полученные на примере кремнистого железа экспериментальные данные и проведенный анализ позволяет заключить, что в предварительно сдвойникованном и обработанном ультразвуком материале создается сравнительно большая площадь раздела с пониженным модулем сдвига и, соответственно, меньшей энергией дефекта упаковки. Это способствует инициированию вторичных систем двойникового при механических испытаниях и, тем самым, приводит к пластификации материала и снижению температурного порога вязко-хрупкого перехода.

4. Особенности протекания возвратных процессов в структурах с двойниками, подвергнутых циклическому высокочастотному нагружению

Эволюция структуры при нагреве деформированного металла зависит от характера распределения и величины полей упругих внутренних напряжений. Если при деформации скольжением формируется сравнительно равномерное увеличение плотности дислокаций в объеме, т.е. повышается средний уровень внутренних напряжений, то при деформации двойникованием в материал вводятся дополнительные границы раздела двойник–матрица и возникает концентрационная неоднородность полей напряжений. Изучение специфики влияния таких границ на развитие возвратных процессов (полигонизации, рекристаллизации) представляют особый интерес, так как они, как уже частично отмечалось, обладают рядом отличительных особенностей:

а) приграничная область и граница двойник–матрица насыщена дислокациями одного знака (двойнивающими и эмиссионными скользящими), плотность которых повышена на два порядка по сравнению с неизменяющейся плотностью дислокаций в матрице [22], что создает высокий уровень градиента напряжений в аккомодационной зоне двойников;

б) при двойниковании образуется избыточная концентрация вакансий, превышающая концентрацию ва-

кансий, создающихся при сопоставимой степени деформации скольжением [23,24];

в) модуль сдвига на границе раздела двойник–матрица меньше модуля сдвига всей матрицы [20].

Наличие градиента напряжений на границах двойников приводит к повышению склонности к рекристаллизации, причем центрами рекристаллизации являются границы двойников и аккомодационные зоны у некогерентных границ прослоек [25]. Как уже отмечалось, при УЗВ реализуется избирательное действие высокочастотной механической активации на области кристаллической решетки с повышенным уровнем напряжений, а при наличии в материале двойниковых прослоек местами развития микродеформации при озвучивании являются некогерентные границы двойников. Это определяет целесообразность изучения влияния предварительного ультразвукового воздействия на развитие возвратных процессов при отжиге в деформированных двойникованием материалах, в частности, на развитие процессов рекристаллизации, полигонизации, а также на температуру сверхпроводящего перехода, величина которого определяется широким спектром деформационных дефектов и пространственным распределением областей сжимающих напряжений на границах двойник–матрица.

Рассмотрим экспериментальные данные по исследованию этого вопроса, полученные на деформированных при низких температурах поликристаллах ванадия марки ВНПП-1 ($d = 750$ мкм), циркония электроннолучевой плавки ($d = 100$ мкм) и ниобия чистотой 99,89 вес.% ($d = 80$ мкм).

Ванадий. Для изучения кинетики рекристаллизационных процессов отожженные образцы ванадия деформировались преимущественно двойникованием (ударное нагружение на копре при 100 К), проходили последующее УЗВ (амплитуда колебаний 7,5 мкм, в течение 2 ч) и далее отжигались при 1300 К в вакууме 10^{-7} Торр в течение различного времени $\tau = 0,5 - 5$ ч (нагрев осуществлялся за 3–5 с). Для контроля возникновения новых зерен и их роста после отжигов использовался металлографический метод. Плотность дислокаций оценивали из данных измерения электросопротивления при 300 и 77 К (использовалась четырехточечная потенциометрическая схема).

Проведенное металлографическое исследование микроструктуры показало, что при наличии двойниковых прослоек выдержка при 0,5 ч приводит к развитию первичной рекристаллизации, причем преимущественными центрами зарождения новых зерен являются места пересечений двойниковых прослоек с границами зерен или со второй системой двойников (рис. 8, обозначено стрелкой). Отметим, что при данном режиме отжига не выявлено металлографических признаков рекристаллизации в образцах, деформированных только скольжением, т.е. инициирование первичной рекри-

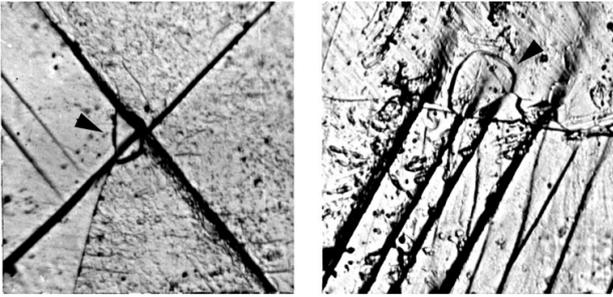


Рис. 8. Преимущественное зарождение новых зерен в ванадии при отжиге ($\tau = 0,5$ ч) в местах пересечений двойниковых прослоек с границами зерен или со второй системой двойников. Увеличение $\times 450$.

сталлизации на двойниках является следствием наличия как градиента напряжению у некогерентных границ и вершин двойников, так и избытка дислокаций одного знака в этих областях.

Ультразвуковое воздействие не подавило доминирующую роль двойниковых прослоек как центров рекристаллизации, но оказало существенное влияние на интенсивность рекристаллизационных процессов, которая характеризуется количеством рекристаллизованных зерен. Результаты статистической обработки микроструктурных данных приведены на рис. 9(а), где представлена зависимость числа рекристаллизованных зерен (N) от количества двойников, приходящихся на единицу площади поверхности (d).

Зависимость $N(d)$ приведена для двух партий образцов ванадия: деформированных ударом при 100 К и прошедших после такой деформации УЗВ. Видно, что до определенного уровня плотности двойников возникновение новых зерен не наблюдается, а начиная с некоторого значения d зависимость $N(d)$ монотонно увели-

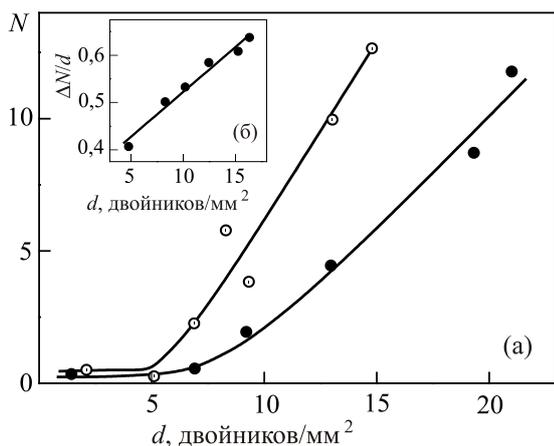


Рис. 9. Зависимость интенсивности рекристаллизации от плотности двойников в ванадии: после деформации при 100 К (а) и последующего ультразвукового воздействия (○); изменение параметра эффективности влияния УЗВ от плотности двойников (●) (б).

чивается. В результате высокочастотного механического нагружения появление новых зерен наблюдается при большей плотности двойниковых прослоек в ванадии, т.е. интенсивность рекристаллизации на двойниковых прослойках при одинаковых условиях отжига существенно уменьшается. Если за меру эффективности влияния УЗВ на единичную двойниковую прослойку, с точки зрения зарождения новых зерен, использовать параметр $\Delta N/d$ ($\Delta N = N_1 - N_2$, где N_1 — число рекристаллизованных зерен в исходном материале, N_2 — число рекристаллизованных зерен в озвученном материале), то характерно его возрастание с увеличением плотности двойников в объеме материала (рис. 9(б)). Полученные экспериментальные данные свидетельствуют о том, что в результате УЗВ с амплитудой напряжения ниже порогового значения склонность к первичной рекристаллизации на двойниках в ванадии снижается, что можно интерпретировать как уменьшение движущей силы первичной рекристаллизации.

Рассмотрим возможные пути влияния УЗВ на движущую силу первичной рекристаллизации. Будем исходить из анализа специфики тонкой дефектной структуры ванадия, созданной двойникованием и последующим УЗВ. Как уже отмечалось, двойникование сопровождается образованием широкого спектра линейных и точечных дефектов, а ультразвуковое воздействие оказывает эффективное влияние на эволюцию дефектной структуры приграничных областей двойниковых прослоек. Движущая сила первичной рекристаллизации в значительной степени зависит: от плотности дислокаций, которая в двойниковых прослойках контролируется степенью их некогерентности, уровня внутренних напряжений, от наличия избытка дислокаций одного знака, а также от концентрации вакансий и обогащения границ раздела примесями. Последнее определяет, в основном, способность границ зерен к миграции в процессе рекристаллизации. Как известно [25], движущая сила рекристаллизации P зависит от плотности дислокаций следующим образом:

$$P = \Delta \Lambda G b^2, \quad (1)$$

где G — модуль сдвига, b — вектор Бюргерса, $\Delta \Lambda$ — разность плотности дислокаций в деформированном материале и зародыше рекристаллизации, т.е. величина $\Delta \Lambda$ тем больше, чем выше плотность дислокаций в деформированном состоянии. Исходя из экспериментальных данных по исследованию интенсивности рекристаллизации, можно полагать, что используемый режим ультразвукового воздействия снижает плотность дислокаций в приграничных областях двойниковых прослоек. Для определения изменения величины плотности дислокаций в исследуемых структурах ванадия проводились измерения удельного электросопротивления ρ при 77 и 300 К и анализировались существующие результаты электронно-микроскопиче-

ских исследований двойниковых структур (например, [24]). Расчет плотности дислокаций по данным электросопротивления проводился исходя из того, что дислокационная составляющая ρ после деформаций составляет 50% от общего прироста ρ , а плотность дислокаций Λ со значениями электросопротивления связана следующим образом [26,27]:

$$\frac{\rho_{\text{dis}}}{\rho_{300}} \approx 10^{-7} \sqrt{\Lambda},$$

где ρ_{dis} — удельное электросопротивление при 77 К, обусловленное дислокациями, возникающими при используемых видах воздействий, ρ_{300} — удельное электросопротивление при 300 К, после соответствующего вида воздействия. Оценка показала, что значение плотности дислокаций Λ в аккомодационной зоне после озвучивания уменьшилась до $2,3 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ против $3 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, а в матрице — увеличилась до $6 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$ против $3 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$. Учитывая, что для ванадия $G = 5,4 \cdot 10^6 \text{ Н/см}^2$, а $b = 2,62 \cdot 10^{-8} \text{ см}$, величина движущей силы рекристаллизации P , определенная по формуле (1), оказалась равной: после деформации двойникованием $7,3 \text{ Н/см}^2$, что коррелирует с величиной движущей силы для роста зерен при первичной рекристаллизации [5], и $0,74 \text{ Н/см}^2$ после УЗВ. Уменьшение на порядок движущей силы рекристаллизации свидетельствует о снижении пиковых напряжений на границах двойников в результате УЗВ. Это может быть связано, как уже отмечалось, с протеканием в областях, сопряженных к границам двойников, дислокационных реакций между двойниковыми и скользящими дислокациями и с образованием малоподвижных дислокационных конфигураций, затрудняющих перемещение границ. Кроме того, из-за низкого значения G вблизи границ двойников возможен дополнительный механизм релаксации напряжений: за счет снижения напряжения работы источника Франка–Рида в результате перераспределения в ультразвуковом поле точек закрепления вдоль линии дислокаций в рамках моделей [28,29]. При этом происходит выравнивание плотностей дислокаций в матрице и у границ прослоек за счет насыщения матрицы дислокациями, с одной стороны, и заметного уменьшения плотности дислокаций вблизи границ двойников, с другой стороны.

Понижение движущей силы рекристаллизации после УЗВ оказало существенное влияние на кинетику собирательной рекристаллизации ванадия, которая контролировалась по смещению границ новых зерен, возникающий в местах концентрации двойников, от времени отжига τ (рис. 10). Анализ миграции границ зерен со временем отжига для образцов с фиксированной плотностью двойников показал, что зерна появляются и растут после определенного инкубационного периода (τ_0), а зависимость смещения границ зерен R от времени отжига τ имеет характерный для первичной рекристаллиза-



Рис. 10. Смещение границ новых зерен в деформированном двойникованием ванадии при $T = 1300 \text{ К}$ от времени отжига τ , ч: 1,5 (а); 2,5 (б), 4 (в). Увеличение $\times 650$.

ции сигмаидальный вид (рис. 11). В результате УЗВ значение τ_0 увеличивается в 2 раза, а также уменьшаются их размер и интенсивность смещения границ новых зерен при данном времени отжига. Максимальная скорость миграции зерен при рекристаллизации составляет для деформированных двойникованием образцов $1 \cdot 10^{-5} \text{ см/с}$, а для образцов, подвергнутых последующему ультразвуковому воздействию — $6 \cdot 10^{-6} \text{ см/с}$.

Отметим, что дополнительный структурный механизм, определяющий как понижение движущей силы рекристаллизации, так и скорость перемещения границ новых зерен при отжигах материала, может быть связан с направленной диффузией к границам раздела комплексов вакансия–атом примеси, образующимися, как уже отмечалось, при УЗВ. Это вызывает повышение концентрации нерастворимых включений на границах двойников, что обычно тормозит развитие рекристаллизации. Миграция границ рекристаллизованных зерен при обогащении их примесями и малой величине движущей силы возможна путем перемещения границ вместе с атмосферой атомов примесей. При этом скорость перемещения границ контролируется скоростью диффузии атомов примеси. Оценить реализацию механизма миграции границ зерен можно из зависимости $R(\tau)$ (рис. 11) путем расчета эффективного коэффициента

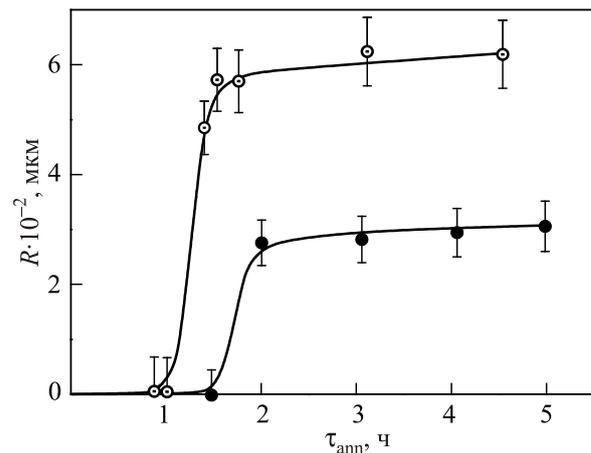


Рис. 11. Зависимость величины смещения границ рекристаллизованных зерен от времени отжига ($T = 1300 \text{ К}$) для образцов ванадия в различных структурных состояниях (o) — деформированный двойникованием, (•) — деформированный двойникованием и подвергнутый последующему УЗВ.

Таблица 1. Параметры рекристаллизации ванадия после различных обработок

Вид обработки	Температура рекристаллизации, К	Наблюдаемое перемещение границы, ΔR , см	Время миграции τ , с	Скорость миграции (эксперимент) $v = \Delta R / \tau$, см/с	$D_p = \Delta R^2 / 2\tau$ (эксперимент), $\text{см}^2/\text{с}$	$D_p = D_0 P$ (расчет), $\text{см}^2/\text{с}$
Деформация двойникованием	1273	$22 \cdot 10^{-4}$	600	$3,6 \cdot 10^{-6}$	$4,03 \cdot 10^{-9}$	$2,2 \cdot 10^{-9}$
Деформация двойникованием + УЗВ	1273	$10 \cdot 10^{-4}$	600	$1,6 \cdot 10^{-6}$	$8,3 \cdot 10^{-10}$	$9,3 \cdot 10^{-10}$

граничной диффузии D_p атомов в направлении перпендикулярном мигрирующей границы. Как известно [30], эффективный коэффициент граничной диффузии атомов D_p , определяется скоростью миграции границ рекристаллизованных зерен v . Проведенный расчет показал (табл. 1), что после УЗВ коэффициент граничной диффузии D_p и коэффициент объемной самодиффузии D_0 , равный, согласно [31], $3 \cdot 10^{-10} \text{ см}^2/\text{с}$, оказались близки по значению.

Таким образом, при длительном высокочастотном механическом нагружении с допороговыми амплитудами в деформированном преимущественно двойникованием ванадии имеет место уменьшение эффективного коэффициента граничной диффузии при последующих отжигах и, как следствие, торможение развития рекристаллизационных процессов на двойниках.

Цирконий. Представляет особый интерес изучение вклада полигонизационных процессов в развитие рекристаллизации в структурах с двойниками. Этот вопрос целесообразно было исследовать на цирконии, который обладает высокой энергией дефекта упаковки и, следовательно, повышенной склонностью к развитию полигонизационных процессов.

Структуры с двойниками в поликристаллическом цирконии формировали путем деформации прокаткой при 20 К ($\epsilon = 8\%$). Выбранный режим деформации реализовал активное двойникование, причем по системам, обеспечивающим высокие значения относительного сдвига, что соответственно определяет уровень неоднородности внутренних напряжений. После прокатки часть образцов подвергалась высокочастотному циклическому нагружению в течение 120 мин (амплитуда колебаний 17 мкм). После прокатки, а также после прокатки и последующего УЗВ образцы отжигались в течение 1 ч при различных температурах в интервале 400–900 К. Контроль эволюции структуры после отжигов осуществлялся электронно-микроскопически и рентгенографически, а уровень термического разупрочнения — по измерению микротвердости.

Структура циркония после прокатки при 20 К характеризуется равномерным распределением дислокаций, значение средней плотности дислокаций составляет $1,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а также наличием двойников различных систем (рис. 12(а)).

Наблюдаемое резкое изменение дифракционного контраста в местах пересечения двойников свидетельствует о том, что это области с высоким уровнем внутренних напряжений. При высокочастотном механическом нагружении в цирконии реализуются релаксационные процессы, которые проявляются в снижении плотности дислокаций в матрице до $0,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а в местах пересечения двойников имеют место микросдвиговые деформации, сопровождающиеся образованием свежих дислокаций (рис. 12(б)).

Важно отметить, что рентгенографический контроль структуры после УЗВ показал уменьшение ширины дифракционных линий на рентгенограммах, что также свидетельствует о снижении уровня микронапряжений. Изменение дислокационной структуры циркония при УЗВ сопровождается эффектом разупрочнения: если значения микротвердости H_μ после прокатки составляли 1500 МПа, то после УЗВ $H_\mu = 1350 \text{ МПа}$.

Процесс релаксации внутренних напряжений может быть обусловлен рядом факторов. В областях с равномерным распределением дислокаций при УЗВ имеют место процессы перераспределения точек закрепления вдоль дислокационных линий по механизму Ямафуджи–Бауэра [29], что увеличивает количество длиннопетлевых дислокаций. Кроме того, при высокочастотном знакопеременном нагружении, как уже отмечалось, генерируется большое число вакансий [16,17], стимулирующих развитие неконсервативного скольжения. Отметим, что преимущественная диссипация колебательной энергии на границах раздела из-за гистерезисных потерь может также приводить к локальному повышению эффективной температуры на границах двойников,

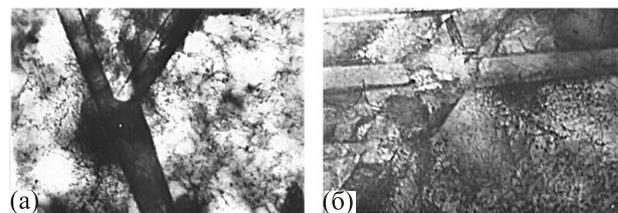


Рис. 12. Микроструктура циркония после прокатки при 20 К (а) и последующего ультразвукового воздействия (б). Увеличение $\times 20000$.

вследствие чего происходит снижение напряжения работы источников дислокаций и уменьшение эффективности концентраторов внутренних напряжений. Рассмотренные факторы облегчают перемещения и аннигиляцию дислокаций и приводят к выравниванию и снижению фона внутренних напряжений, что подобно эффекту динамического возврата.

Выявленные структурные изменения после УЗВ определили особенности развития возвратных процессов в деформированном цирконии. На рис. 13 приведены зависимости H_{μ} от температуры отжига для прокатанных образцов и образцов, подвергнутых после прокатки УЗВ. Для прокатанных образцов на зависимости $H_{\mu}(t)$ резко выражена стадия разупрочнения, а для подвергнутых УЗВ эта зависимость более плавная. Это свидетельствует о различии механизмов, обуславливающих термическое разупрочнение в обоих случаях, что подтверждается данными структурных исследований, проведенных после разных этапов отжига.

При температурах ниже 700 К в прокатанных образцах реализуются процессы полигональной перестройки структуры. Выше 700 К возврат микротвердости обусловлен совместным протеканием полигонизации и рекристаллизации, причем зародыши новых зерен в цирконии образуются, как и в ванадии, в местах пересечения двойников и на их границах (рис. 14(а)), а формирование полигональных границ происходит в областях с равномерным распределением дислокаций. Важно отметить, что на рентгенограммах при этом наблюдается расщепление дублетных линий на больших углах отражения и появление единичных точечных рефлексов.

В образцах, подвергнутых УЗВ, длительность стадии полигонизации увеличивается, причем возрастает ин-

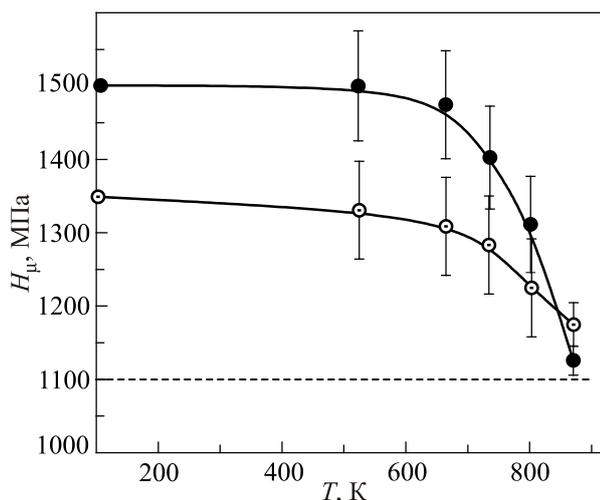


Рис. 13. Температурная зависимость микротвердости циркония: после прокатки при 20 К (●) и последующего ультразвукового воздействия (○) (штриховая — уровень H_{μ} до прокатки, отожженное состояние).

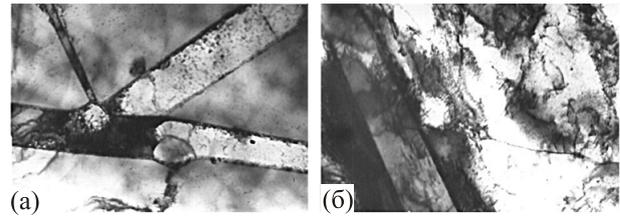


Рис. 14. Микроструктура циркония после отжига при 750 К: предварительно прокатанного (а) и подвергнутого последующему ультразвуковому воздействию (б). Увеличение $\times 20000$.

тенсивность и полнота ее протекания. Так, в структуре после отжига при 750 К зародыши рекристаллизации не наблюдаются и изменение дислокационной структуры даже в местах пересечения двойников происходит за счет полигонизации (рис. 14(б)). Таким образом, после УЗВ полигонизационный механизм является определяющим в процессе термического разупрочнения циркония вплоть до 770–800 К.

Из сопоставления результатов структурных исследований с поведением H_{μ} после УЗВ можно заключить, что ультразвуковая релаксация концентраторов напряжений в деформированном Zr приводит к изменению соотношения между процессами полигонизации и рекристаллизации и вызывает повышение температуры начала последней.

Ниобий. Особенности структурного состояния границ двойников определяют специфику электрон-фононных взаимодействий, что отражается в характеристиках сверхпроводимости, в частности температуры перехода в сверхпроводящее состояние T_c [32]. Дефекты границы двойник–матрица могут определять условия возникновения особого локализованного сверхпроводящего состояния плоскостей двойникования, которое существенно отличается от обычной объемной сверхпроводимости. Однако реализация двумерной сверхпроводимости плоскости двойникования не учитывает некогерентность границы двойника, характеризующейся плотностью двойникоующих дислокаций на границе, наличием вакансий, образующихся при двойниковании. В работах, выполненных в ННЦ ХФТИ [33], обоснованы причины роста T_c металлов после низкотемпературного деформирования на основании экспериментальной идентификации вклада типа дефектов в изменение температуры сверхпроводящего перехода (ΔT_c) металлов.

Как уже отмечалось выше, при УЗВ на структуры с двойниками имеет место локальное (на границах двойников) изменение микроскопических характеристик, что, согласно [34], можно использовать при анализе влияния на T_c дефектов различного типа. Это определило целесообразность сравнительного исследования влияния УЗВ и отжига на величину T_c ниобия, предварительно деформированного при низких температурах.

Рекристаллизованный ниобий (плотность дислокаций $5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$) деформировался ударным нагружением на маятниковом копре при 77 К ($\epsilon \leq 2\%$), что формировало характерную для динамического двойникования структуру с периодически чередующимися слоями материала с различной плотностью дефектов (средняя плотность дислокаций в теле двойниковой прослойки и аккомодационной зоне равна $2,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$). Последующее УЗВ при $T = 300 \text{ К}$ ($A = 7 \text{ мкм}$, в течение 90 мин) не вызвало массового роста плотности дислокаций. Кривые перехода в сверхпроводящее состояние определялись индуктивным методом, используя дифференциальную схему (точность измерения составляла 0,001 К).

На рис. 15 приведены результаты измерения T_c ниобия в исходном состоянии и после различных видов воздействия. Видно, что в исходном состоянии ниобий переходит в сверхпроводящее состояние при 9,22 К (кривая 1), а после деформации преимущественно двойникованием и отогрева до комнатной температуры $T_c = 9,26 \text{ К}$ (кривая 2). При этом ширина перехода увеличивается от 0,06 К до 0,16 К, что можно связать с повышением неоднородности напряженного состояния ниобия. При отогреве ниобия до комнатной температуры после низкотемпературного деформирования отжигаются междоузельные атомы [35] и из всего спектра дефектов, возникающих при двойниковании, в структуре сохраняются вакансии, дислокации и границы раздела двойник–матрица. Следовательно, наблюдаемый после деформации рост T_c является результатом интегрального влияния указанных структурных дефектов и их полей упругих напряжений на характер рассеяния электронов и электрон-фононное

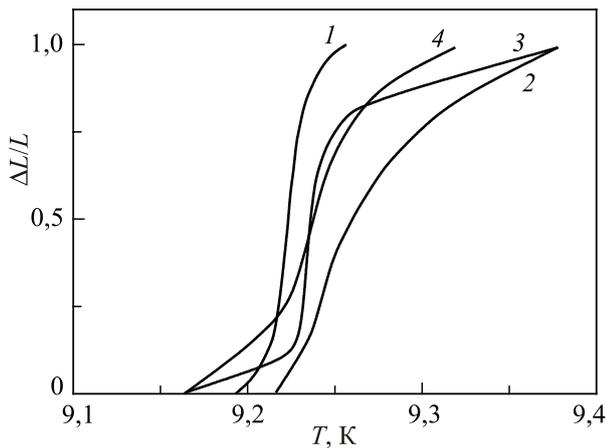


Рис. 15. Кривые перехода ниобия в сверхпроводящее состояние для различных структурных состояний. 1 — исходное состояние; 2 — после деформации двойникованием; 3 — после деформации двойникованием и последующего ультразвукового воздействия; 4 — после деформации двойникованием и последующего отжига.

взаимодействие. Для выделения вклада вакансий в ΔT_c ниобия реализацию возврата вакансий осуществляли путем проведения изохронных отжигов в течение 1 ч до 670 К и путем УЗВ при 300 К. Выбор температурных условий озвучивания определялся особенностями динамики дислокаций при УЗВ, которые способствуют накоплению вакансий в материале из-за колебаний дислокационных петель со ступеньками в поле осциллирующих напряжений. Этот процесс стимулирован спецификой дефектной структуры аккомодационных областей двойниковых прослоек, характеризующихся наличием дислокаций сложной конфигурации с большим числом диполей и петель. Пересыщение материала вакансиями по мере роста времени УЗВ приводит уже при 300 К к образованию комплексов вакансия–атом примеси, которые обладают большей диффузионной подвижностью, чем одиночные вакансии. В результате в процессе озвучивания комплексы мигрируют к стокам (например, дислокациям, границам двойников и зерен), и, как следствие этого, концентрация вакансий в объеме уменьшается по сравнению с концентрацией вакансий в деформированном состоянии.

На кривых 3 и 4 (рис. 15) приведены результаты измерения температуры перехода в сверхпроводящее состояние деформированного ниобия после высокочастотного циклического нагружения при 300 К и отжига при 670 К. После УЗВ деформированного ниобия T_c понизилось на 0,025 К ($T_c = 9,235 \text{ К}$), т.е. результат, аналогичный наблюдаемому после отжига ниобия при 670 К. Отметим, что различие во влиянии отжига и УЗВ проявилось в характере перехода из нормального в сверхпроводящее состояние: после УЗВ ширина размытия несколько увеличивается, а после отжига остается без изменений. Таким образом, обусловленное наличием вакансий, их комплексов и упругих напряжений от них изменение значения ΔT_c ниобия, деформированного двойникованием, составляет 0,025 К. Следует отметить, что величина ΔT_c для ниобия, полученная при измерении T_c под нагрузкой и непосредственно после деформирования при 4,2 К, т.е. без отогрева образца, составляла 2,2–1,2 К [32,33]. Сопоставляя эти данные с результатами настоящей работы, можно полагать, что основной вклад в изменение T_c при низкотемпературном деформировании ниобия вносят упругие поля напряжений и междоузельные атомы, а суммарный вклад в ΔT_c дислокаций, границ раздела и их полей напряжения оказывается невелик и составляет 0,015 К. Таким образом, релаксационные процессы при УЗВ и возвратные процессы при отжигах подобны и инициируют снижение ΔT_c .

Рассмотренные в пунктах 1–4 настоящей статьи результаты по ультразвуковой релаксации напряжений, подробно изложенные в [36–41], инициировали исследование по изучению влияния УЗВ на стали аустенитного класса с мартенситной структурой [42–44], что

обусловлено подобием тонкой структуры деформационного двойника и мартенситной α -фазы. Структурное состояние с остаточным мартенситом формировалось в стали 06X16H15M3B путем деформации волочением в низкотемпературных условиях ($T = 77$ К) [45], что определило нанометрический масштаб α -фазы и высокий уровень некогерентности границ раздела мартенситная фаза–аустенитная матрица. На основании измерения электрофизических характеристик и их анализа было установлено, что протекание релаксационных процессов при УЗВ в такой структуре аустенитной стали имеет двухстадийный характер с отличающимися временами релаксации, а инициированные при УЗВ потоки вакансий дополнительно активируют и без того повышенную адсорбционную способность некогерентных границ мартенсита по отношению к точечным дефектам. Это приводит к перераспределению углерода из объема на границы мартенсита и вызывает локальное «легирование» приграничной области, что упрочняет мартенситную фазу и, как следствие, изменяет степень ее сопряжения с матрицей. Как известно, степень сопряжения фаз, формирующихся как по мартенситной, так и по диффузионной кинетике, определяет степень радиационной повреждаемости материалов [46]. В связи с этим можно ожидать, что регулирование степени сопряжения фаз в металлах и сплавах путем предварительного высокочастотного механического нагружения, позволит формировать в них структуры, устойчивые к радиационным воздействиям.

5. Заключение

Полученные экспериментальные данные позволяют заключить, что при высокочастотном (~ 20 кГц) механическом нагружении (ультразвуковом воздействии) предварительно деформированных в криогенных (77 К) условиях ГПУ и ОЦК металлов преимущественная диссипация колебательной энергии происходит на границах раздела двойник–матрица, что обеспечивает релаксацию внутренних напряжений в этих местах. При этом нивелируется эффективность границ двойников как концентраторов напряжений, что снижает хладноломкость ОЦК металлов, а процессы перераспределения в поле ультразвуковых напряжений дислокаций в аккомодационных зонах двойников и матрице задерживают рекристаллизацию в ГПУ металлах из-за изменения при отжигах соотношения между развитием полигонизации и рекристаллизации. Осуществление ультразвукового воздействия на металлы и сплавы можно рассматривать как аналог локальной термической активации и как методический прием регулирования степени сопряжения границ раздела фаза–матрица.

Авторы выражают благодарность Л.А. Чиркиной и В.С. Оковиту.

1. Ж. Фридель, *Дислокации*, Мир, Москва (1967).
2. А.М. Косевич, *Физическая механика реальных кристаллов*, Наукова думка, Киев (1981).
3. C.N. Reid, *J. Less-Common Metals* **9**, 105 (1965).
4. В.Ф. Моисеев, В.И. Трефилов, *Пластичность при двойниковании*, Сб. *Физическая природа пластической деформации и разрушения металлов*, Наукова думка, Киев (1969).
5. В.А. Федоров, Ю.И. Тялин, В.А. Тялина, *Дислокационные механизмы разрушения двойникующихся материалов*, Изд.-во Машиностроение-1, Москва (2004).
6. В.Д. Кузнецов, В.А. Золотов, *ЖЭТФ* **5**, 75 (1935).
7. И.А. Гиндин, *Роль примесей и состояния кристаллической решетки в хрупкости металлов*, Сб. *Металлофизика*, Наукова думка, Киев (1971). №35, с. 59.
8. И.А. Гиндин, И.С. Лавриненко, О.И. Волчок, *Авторское свидетельство 745959 (СССР) «Способ обработки изделий из металлов и сплавов»*, Бюлл. изобр., № 25 (1980).
9. И.А. Гиндин, Л.А. Чиркина, В.М. Ажажа, *ФММ* **25**, № 1, 121 (1968).
10. А.В. Кулемин, *Ультразвук и диффузия в металлах*, Металлургия, Москва (1978).
11. И.А. Гиндин, О.И. Волчок, Г.Н. Малик, И.М. Неклюдов, *Заводская лаборатория* **42**, 702 (1976).
12. И.А. Гиндин, О.И. Волчок, Г.Н. Малик, И.М. Неклюдов, *Авторское свидетельство 647595 (СССР) «Установка для деформирования кристаллических материалов при ультразвуковом воздействии»*, Бюлл. изобр., № 6 (1979).
13. В.И. Старцев, В.Я. Ильичев, В.В. Пустовалов, *Пластичность и прочность металлов и сплавов при низких температурах*, Металлургия, Москва (1975).
14. H.R. Peiffer and F.R. Stevenson, *J. Appl. Phys.* **34**, 2804 (1962).
15. И.А. Гиндин, В.С. Оковит, Л.А. Чиркина, *ФММ* **29**, 162 (1970).
16. В.Ф. Белостоцкий, *ФММ* **33**, 651 (1972).
17. В.Ф. Белостоцкий, И.Г. Полоцкий, *ФММ* **35**, 660 (1973).
18. М.В. Классен-Неклюдова, *Механическое двойникование кристаллов*, Изд.-во АН СССР, Москва (1960).
19. A.W. Sleeswyk, *Acta Met.* **10**, 705 (1962).
20. K. Sumino, *Acta Met.* **14**, 1607 (1966).
21. В.З. Бенгус, С.Н. Комник, В.И. Старцев, *ФТТ* **10**, 317 (1968).
22. И.А. Гиндин, В.С. Оковит, А.Н. Сирота, Л.А. Чиркина, *ФТТ* **15**, 2210 (1975).
23. В.М. Финкель, В.А. Федоров, А.П. Королев, *Разрушение кристаллов при механическом двойниковании*, Изд.-во Ростовского ун-та, Ростов (1990).
24. И.А. Гиндин, Л.А. Чиркина, В.С. Оковит, *Металлофизика* **62**, 13 (1975).
25. Ф. Хесснер, *Рекристаллизация металлических материалов*, Металлургия, Москва (1982).
26. Ван Бюрен, *Дефекты в кристаллах*, ИЛ, Москва (1962).

27. А. Дамаск, Д. Динс, *Точечные дефекты в металлах*, Мир, Москва (1966).
28. К. Ямафуджи, Ч. Бауэр, *Дислокационное затухание, связанное с диффузией вдоль дислокации*, в: *Актуальные вопросы теории дислокаций*, Мир, Москва (1968).
29. Ж.С. Ажажа, А.И. Ландау, *Инерционные свойства дислокации и их отрыв от точек закрепления при ультразвуковых колебаниях*, Сб. механизмы внутреннего трения в твердых телах, Наука, Москва (1975).
30. Б.С. Бокштейн, *Диффузия в металлах*, Metallurgia, Москва (1978).
31. Н.М. Власов, В.А. Зазноба, *ФТТ* **41**, 64 (1999).
32. В.С. Бобров, С.Н. Зорин, *Письма в ЖЭТФ* **40**, 345 (1984).
33. В.И. Соколенко, Я.Д. Стародубов, *ФНТ* **19**, 951 (1993) [*Low Temp. Phys.* **19**, 675 (1993)].
34. W.L. McMillan, *Phys. Rev.* **167**, 331 (1968).
35. Ч.В. Копецкий, *Структура и свойства тугоплавких металлов*, Metallurgia, Москва (1974).
36. И.А. Гиндин, О.И. Волчок, И.М. Неклюдов, *ФТТ* **14**, 3245 (1972).
37. И.А. Гиндин, О.И. Волчок, И.М. Неклюдов, В.С. Оковит, *ФТТ* **15**, 1922 (1973).
38. И.А. Гиндин, О.И. Волчок, И.М. Неклюдов, *ФТТ* **17**, 655 (1975).
39. И.А. Гиндин, О.И. Волчок, Л.А. Чиркина, А.Л. Донде, *ФТТ* **26**, 1834 (1984).
40. Л.А. Чиркина, О.И. Волчок, С.Д. Лавриненко, В.С. Оковит, *ФТТ* **28**, 3512 (1986).
41. В.К. Аксенов, И.Ф. Борисова, О.И. Волчок, А.Л. Донде, *УФЖ* **34**, 1415 (1989).
42. О.И. Волчок, И.М. Неклюдов, В.И. Соколенко, *Релаксационные процессы и модификация физико-механических свойств конструкционных материалов в результате ультразвуковых и магнитных воздействий*, Сб. материалов 51 Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», ННЦ ХФТИ, Харьков (2011), с. 8.
43. О.И. Волчок, А.В. Пахомов, В.И. Соколенко, Н.А. Черняк, *МФиНТ* **35**, 259 (2013).
44. В.И. Соколенко, А.В. Пахомов, О.И. Волчок, Н.А. Черняк, В.С. Оковит, В.В. Калиновский, *ВАНТ, сер. «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*, № 296, 154 (2015).
45. О.И. Волчок, И.М. Неклюдов, Я.Д. Стародубов, Б.П. Черный, *МиТОМ*, №12, 28 (1993).
46. В.Н. Воеводин, И.М. Неклюдов, *Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов*, Наукова думка, Киев (2006).

Relaxation processes for high-frequency mechanical loading of metals deformed at low temperatures

O.I. Volchok and I.M. Neklyudov

Generalization and analysis of experimental data on the effect of high-frequency (~ 20 kHz) mechanical loading (ultrasonic irradiation) on pre-deformed cryogenic (77K) face-centered close-packed lattice and space-centered cubic lattice metals are made in the work. It is shown that with ultrasonic irradiation, the predominant dissipation of the energy of mechanical oscillations occurs at the boundaries of twins, which determines the processes of redistribution of dislocations in the accommodation zones of twin strips and the matrix and ensures the relaxation of internal stresses in these places. At the same time, the effectiveness of the boundaries of twins as stress concentrators is leveled, which reduces the cold-brittleness of metals and enhances the contribution of the polygonization processes during subsequent annealing, delaying recrystallization. The obtained results substantiate the consideration of ultrasonic irradiation as an analog of local thermal activation and as a methodical technique of regulating the degree of conjugation of the phase-matrix interface.

PACS: **62.30.+d** Mechanical and elastic waves; vibrations;
62.10.+s Mechanical properties of solid;
 62.20. F– Deformation and plasticity.

Keywords: ultrasonic irradiation, twins, dislocation, relaxation.