

PACSnumbers: 43.40.Qj, 61.82.-d, 62.20.-x, 62.80.+f, 74.25.Ld, 74.72.Bk, 81.05.-t, 81.40.-z

**Развитие в ННЦ «ХФТИ» методов направленного изменения структуры и свойств конструкционных материалов при активизации релаксационных процессов: обзор, посвященный 80-летию Национального научного центра «Харьковский физико-технический институт»**

И. М. Неклюдов, В. И. Соколенко, В. М. Нетесов

*ННЦ «Харьковский физико-технический институт»,  
ул. Академическая, 1,  
61108 Харьков, Украина*

В обзоре описаны разработанные в ННЦ «ХФТИ» новые методы и физические механизмы воздействия температурно-силовых, магнитных и ультразвуковых полей на структурное состояние различных конструкционных материалов на основе переходных элементов для активизации релаксационных процессов. Получены структурные состояния, обеспечивающие направленное изменение физико-механических свойств и формирование в металлах, сплавах и композиционных материалах заданного комплекса эксплуатационных характеристик.

В огляді описано розроблені в ННЦ «ХФТИ» нові методи і фізичні механізми дії температурно-силових, магнетних і ультразвукових полів на структурний стан різних конструкційних матеріалів на основі перехідних елементів для активізації релаксаційних процесів. Одержано структурні стани, що забезпечують скеровану зміну фізико-механічних властивостей і формування в металах, стопах і композиційних матеріалах заданого комплексу експлуатаційних характеристик.

In the review, new methods and physical mechanisms of influence of temperature–force, magnetic and ultrasonic fields on a structural state of various constructional materials based on transition elements for activization of relaxation processes are described, which were developed in the National Scientific Centre ‘the Kharkiv Physicotechnical Institute’. The structural states providing directed change of physicomechanical properties and formation of the set complex of operational characteristics in metals, alloys and composite materials are obtained.

**Ключевые слова:** конструкционные материалы, программированное воздействие, структура, релаксация, физико-механические свойства.

*(Получено 26 мая 2008 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Результаты фундаментальных исследований последних десятилетий позволили выявить новые пути направленного формирования структурного состояния различных материалов с целью улучшения свойств, необходимых при практическом использовании. В настоящее время в мире развиты физико-химические и радиационные технологии, методы воздействия различными температурно-силовыми полями. Каждый из подходов обладает спецификой воздействия на кристаллическую решетку, включая изменение дефектной структуры и фазового состава. Это дает возможность определенным образом влиять на динамику элементарных носителей пластической деформации, энергетические спектры, характеристики взаимодействия электронов между собой и с ионным остовом и тем самым изменить комплекс физико-механических свойств кристаллических материалов.

В НИЦ «ХФТИ» традиционно большое внимание уделялось и уделяется работам по изучению взаимосвязи структурных факторов, связанных с воздействием различных физических полей в широкой области температур на комплекс физико-механических свойств переходных металлов, сплавов, соединений и композитов на их основе. Для переходных элементов периодической системы характерно наличие частично заполненных внутренних электронных оболочек, вследствие чего переходные металлы, а также сплавы и соединения их включающие обладают различными физическими свойствами. Проблема изучения связи структурно-фазового состава и свойств материалов данного класса и разработка эффективных методов целенаправленного их изменения являются актуальными ввиду необходимости удовлетворения повышенных требований к конструкционным материалам, используемым в атомной энергетике, аэрокосмической технике, точном приборостроении, криогенной технике.

В настоящее время хорошо известны разные методы упрочнения металлов и сплавов в результате введения в кристаллическую решетку дефектов различного типа. Альтернативными являются методы повышения характеристик прочности и пластичности посредством снижения уровня внутренних напряжений, связанных с неоднородностями структурно-фазового состава. У истоков исследований, направленных на достижение оптимального изменения физико-механических свойств реальных кристаллических тел посредством максимального приближения их структурного состояния к условиям термодинамического и механического равновесия, находится способ программного нагружения, предложенный Р. И. Гар-

бером, И. А. Гиндиным и И. М. Неклюдовым [1]. Пионерские работы в этой области в ННЦ «ХФТИ» были выполнены в 70-е гг. прошлого века в криогенном отделе, возглавлявшемся Б. Г. Лазаревым, на чистых металлах (Cu, Be, Ni, Al), ряде сталей и сплавов.

В обзоре описаны разработанные в ННЦ «ХФТИ» новые методы воздействия температурно-силовыми, магнитными и ультразвуковыми полями на структурное состояние различных конструкционных материалов на основе переходных элементов посредством активизации релаксационных процессов для оптимизации их физико-механических свойства.

## 2. ПРОГРАММНОЕ НАГРУЖЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

Программное нагружение [1, 2], как специфический вид температурно-силового воздействия, занимает особое место в ряду температурно-силовых методов направленного изменения структуры и свойств материалов. Сущность его заключается в том, что для релаксации локальных напряжений в «слабых» местах кристаллической решетки предложено проводить отжиг, старение в условиях медленно возрастающей нагрузки в макроупругой области деформации. При таком температурно-силовом воздействии, с одной стороны, вскрывается широкий спектр «слабых» мест, с другой — происходит их «залечивание» при активизации релаксационно-диффузионных механизмов. Результаты многочисленных экспериментальных исследований, проведенных за последние годы, позволили расширить представление об этом явлении. Был предложен ряд новых схем температурно-силового воздействия, приводящих к улучшению целого комплекса свойств различных конструкционных материалов. Установлено, что программное упрочнение может осуществляться при старении, отжиге в сочетании с различными видами однонаправленного и знакопеременного нагружения, ультразвукового и радиационного облучения. Одним из основных условий при этом является соблюдение равенства между эффектом нарастания воздействия на металл за счет внешних факторов и сопротивлением кристаллической решетки. Ниже приведены некоторые примеры программного упрочнения конструкционных материалов.

***Повышение кратковременной прочности и сопротивления ползучести сплава Э125 методом программного нагружения.*** Широкое распространение в реакторостроении получил сплав Zr + 2,5 мас.% Nb (Э125), из которого изготавливают оболочки твэлов и каналные трубы. Эти конструктивные элементы активной зоны ядерных реакторов в значительной мере определяют их надежность. Вопросы, связанные с улучшением свойств данного сплава являются актуальными. Согласно расчетным данным [3], напряжения, которые могут возникнуть в стенках каналных труб реак-

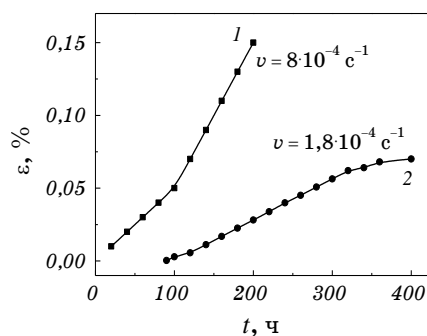
торов, могут составлять 100–150 МПа. Эти обстоятельства обуславливают повышенные требования в отношении кратковременной прочности и сопротивления ползучести материала, из которого изготовлены трубы. Интенсивность накопления повреждаемости в процессе эксплуатации, при прочих равных условиях, является функцией структурного состояния материала. Результаты измерения амплитудной зависимости внутреннего трения [4] показали, что программное нагружение со скоростью 15 МПа/ч до величины предела текучести при температуре 523 К, близкой к эксплуатационной, приводит к значительному изменению структурного состояния сплава Э125. Наблюдается существенное закрепление дислокаций точечными дефектами за счет уменьшения содержания атомов внедрения в твердом растворе и осаждения их на дислокациях. Приток атомов внедрения к дислокациям, вызывающий резкое снижение длины дислокационных петель, уменьшает подвижность дислокаций. Эти процессы завершаются образованием в материале более равновесной субструктуры, которая заметно влияет на прочностные свойства и характер сопротивления ползучести. Испытания, проведенные на образцах, изготовленных из канальных труб, прошедших штатную обработку, показали, что после дополнительного программного нагружения, проведенного по указанному режиму, прочностные свойства сплава Э125 в исследованном температурном интервале увеличиваются на ~ 20% без заметного изменения пластичности (см. табл. 1).

На рисунке 1 приведены кривые ползучести (без учета деформационного скачка при нагружении) исходных и программно упрочненных образцов. Видно, что характер ползучести этих образцов различен. В первом случае пластическое течение наблюдается сразу же после приложения нагрузки, и после 200 ч удлинение образца составляет ~ 0,16%. Во втором случае имеет место нулевая ползучесть в течение ~ 80 ч. Скорость накопления деформации этих образцов гораздо ниже; после 400 ч их удлинение не превышает ~ 0,07%.

Для получения информации об устойчивости субструктуры и ее

**ТАБЛИЦА 1.** Механические характеристики сплава Э125 при различных температурах после штатной обработки (числитель) и после программного нагружения (знаменатель).

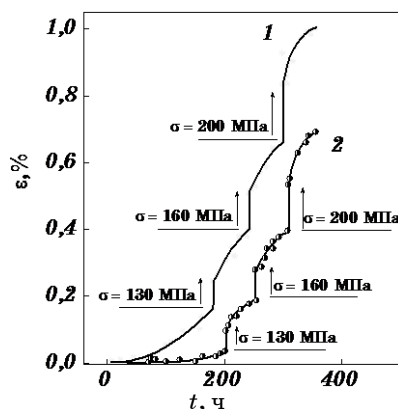
Механические характеристики	Температура испытаний, К		
	293	423	623
$\sigma_{0,2}$ , МПа	290/360	280/350	220/260
$\sigma_B$ , МПа	350/410	310/390	200/240
$\delta$ , %	20/21	21/21	22/22



**Рис. 1.** Кривые ползучести при 623 К ( $\sigma = 100$  МПа) исходных (1) и программно упрочненных (2) образцов сплава Э125.

эволюции в течение более длительного времени имеются различные методики. В проведенных исследованиях использовали методику, преимуществом которой является возможность предопределять параметры ползучести, для получения которых необходимо проведение длительных испытаний. Сущность ее заключается в определении зависимости средней скорости ползучести при постоянной температуре и резком ступенчатом повышении напряжения. Характер полученных кривых при этом будет отражать не только влияние напряжения, но также свидетельствовать об устойчивости субструктуры материала. Подобные испытания были проведены при  $T = 623$  К в условиях, когда напряжение ползучести увеличивалось от 130 до 200 МПа.

Результаты испытаний, приведенные на рис. 2, свидетельствуют о том, что даже после увеличения напряжения ползучести до 200 МПа положительное влияние субструктуры программно-упрочнен-



**Рис. 2.** Кривые ползучести при 623 К исходных (1) и программно упрочненных (2) образцов сплава Э125 при ступенчатом повышении напряжения.

ного материала сохраняется, скорость ползучести таких образцов гораздо ниже. Зависимость скорости ползучести от напряжения свидетельствует о том, что субструктура программно упрочненного сплава Э125 устойчива при напряжениях ползучести, которые не вызывают образования свежих дислокаций высокой плотности.

**Программное упрочнение крепежных резьбовых деталей из сплава ВТ-16.** Важным преимуществом титановых сплавов над другими материалами является их повышенная жаропрочность, высокая прочность, отнесенная к плотности. Замена стальных деталей титановыми дает значительную экономию в весе. Благодаря этим особенностям титановые сплавы нашли широкое применение в авиастроении. В частности, из них изготавливают крепежные изделия — болты. Болтовые соединения в процессе эксплуатации находятся в сложных условиях температурно-силовых воздействий и подвергаются интенсивной релаксации напряжений, что вызывает необходимость периодически их подтягивать до определенного усилия. Подобные технологические операции экономически невыгодны вследствие дополнительной затраты времени, увеличивающейся в некоторых случаях при необходимости проведения демонтажа узлов. В связи с этим, вопросу повышения релаксационной устойчивости крепежных деталей уделяется большое внимание. Специфика таких изделий заключается в том, что для них характерно наличие концентраторов напряжений, образующихся при изготовлении (нарезке резьбы). Исходя из этого, для релаксации локальных перенапряжений было предложено в качестве обработки, завершающей технологический цикл изготовления крепежных изделий, проводить программное нагружение.

Исследуемыми объектами являлись болты и гайки М 6, изготовленные из сплава ВТ-16. Программному нагружению и последующим испытаниям подвергались пары болтов, вкрученных с обеих сторон в гайки. Температура обработки 573 К была близка к эксплуатационной, максимальный уровень нагрузки соответствовал пределу текучести материала при этой температуре. Об эффективности программного нагружения можно судить по результатам механических испытаний. Было установлено, что после программного нагружения прочностные свойства болтовых соединений увеличиваются на ~ 20%. Эффективность данной обработки сохраняется в температурном интервале испытаний 300–600 К.

Релаксационную устойчивость оценивали в условиях растяжения при  $T = 403$  К. Результаты испытаний приведены на рис. 3. Как следует из рисунка, при всех исследованных напряжениях релаксации спад деформирующего напряжения программно упрочненных болтовых соединений примерно в 2 раза меньше по сравнению с исходными. Подобное различие в релаксационной устойчивости практически сохраняется с повышением напряжения релаксации

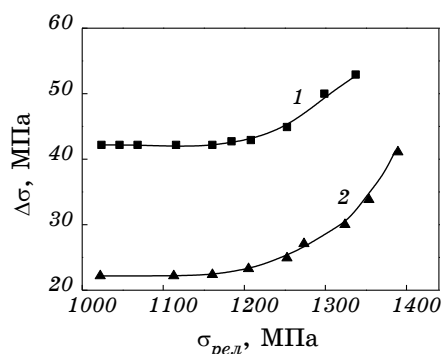
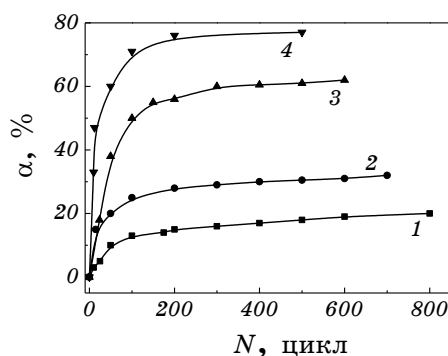


Рис. 3. Зависимости спада напряжения  $\Delta\sigma$  от напряжения релаксации исходных (1) и программно упрочненных (2) образцов.

до уровня предела текучести болтовых соединений, составляющего  $\cong 1300$  МПа.

**Особенности программного упрочнения аустенитных сталей.** Характерной особенностью сталей данного класса является возможность реализации в них при определенных условиях температурно-силового воздействия мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения, оказывающего значительное влияние на свойства материала. Дислокационный подход к проблеме  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения основан на предположении о том, что механизмом, способствующим образованию новой фазы, является потеря устойчивости кристаллической решетки в местах локальной концентрации напряжений и неоднородностей. Для мартенситных фазовых превращений, которые не связаны с перераспределением компонентов сплава и могут быть осуществлены путем однородной деформации элементарной ячейки, параметром, определяющим превращение, служит деформация решетки при превращении. В этом случае граница термодинамической устойчивости исходной фазы совпадает с границей ее механической устойчивости. Учитывая эти особенности, для упрочнения слабых мест кристаллической решетки аустенита была использована схема программного упрочнения, в основу которой заложено применение циклического знакопеременного нагружения с амплитудами деформации, близкими к пределу текучести материала [6]. Такое нагружение следует проводить при температурах ниже  $M_s$  — температуры начала образования в аустените деформационного мартенсита. В результате изменения направления прикладываемой нагрузки механическая устойчивость аустенита снижается. Вероятность образования мартенситных кристаллов в дефектных местах при этом увеличивается. Возникающие на границах раздела фаз дополнительные внутренние напряжения облегчают образование новых мартенситных кристаллов в местах с более высокими критическими напряжениями сдвига.



**Рис. 4.** Прирост количества мартенсита в зависимости от амплитуды знакопеременного нагружения кручением  $\delta$ : 1 — 0,2%, 2 — 0,45%, 3 — 0,72%, 4 — 1,27%. Температура знакопеременной нагрузки 77 К.

На рисунке 4 показан прирост количества мартенсита в аустените при циклическом знакопеременном нагружении кручением. Из рисунка следует, что воздействие с малыми амплитудами деформации ( $\delta \sim 0,2-0,4\%$ ) позволяет повысить содержание  $\alpha$ -мартенсита более чем на 30%. Следует отметить, что однонаправленное деформирование со степенями деформации  $\delta \sim 1\%$  практически не изменяет фазовый состав стали, а для его образования в количестве 60–80% необходимо осуществить деформации более чем на 25%. При циклическом нагружении количество образующегося в аустените мартенсита можно легко регулировать изменением числа циклов нагрузки, амплитуды деформации и температуры. Это дает возможность формировать структуры, представляющие собой аустенит, армированный включениями высокопрочного мартенсита различной концентрации. Сдвиговый характер мартенситного превращения способствует релаксации локальных напряжений при сильном упрочнении вследствие образования мартенсита, что приводит также к усилению сопротивления усталостному разрушению материала. Например, после низкотемпературного знакопеременного циклического нагружения, приводящего к образованию в стали X18H10T до 30% мартенсита, предел усталости при комнатной температуре увеличивается в два раза, предел прочности и текучести — на  $\sim 45\%$  [7].

В некоторых случаях, при определенных условиях эксплуатации, наличие второй фазы в аустенитных материалах является неприемлемым. Поэтому для упрочнения аустенита при условии сохранения его однофазности была разработана новая схема механико-термической обработки. В ее основу заложено использование прямого и обратного мартенситных превращений. Особенность этой схемы заключается в том, что прямое  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение стимулируется низкотемпературным знакопеременным нагружением до



образования в аустените необходимого количества мартенсита. Обратное  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращение проводится в условиях макроупругого растяжения. Известно, что обратное превращение аустенитных сталей происходит в температурном интервале 723–1023 К и в начальный период осуществляется преимущественно по мартенситному механизму [7]. При обратном превращении вторичный аустенит наследует от высокопрочного мартенсита все особенности его тонкой структуры, размеры фрагментов, блоков, плотность дефектов и, соответственно, механические свойства. Обратный переход в условиях изотермической выдержки завершается формированием сетчатой дислокационной структуры с повышенной, по сравнению с первичным аустенитом, плотностью дислокаций. Растягивающая нагрузка, приложенная к материалу, препятствует сдвиговому характеру обратного превращения и способствует его реализации диффузионным путем. Кинетика структурообразования в этом случае изменяется. Процесс обратного  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения завершается формированием дислокационной полигональной структуры. Дислокационные границы образуются в тех местах, где находился мартенсит. Таким образом, структура стали, обработанной по вышеприведенной технологии, представляет собой первичный аустенит с сетчатой дислокационной структурой, армированный вторичным аустенитом с повышенной плотностью дислокаций, расположенных в полигональных границах. Полигональные дислокационные границы являются мощными стопорами для движущихся дислокаций и обеспечивают более высокий уровень механических свойств аустенитных сталей, как при комнатной, так и при высоких температурах. Например, предел текучести исходной аустенитной стали X18H10T при 873 К составляет 160 МПа и увеличивается до 240 МПа и 380 МПа, соответственно, после введения в аустенит при низкотемпературном знакопеременном кручении до 30% мартенсита и проведения обратного превращения при 923 К без нагрузки и в условиях макроупругого растяжения. Можно предположить, что такая структура должна обладать повышенной радиационной устойчивостью, полигональные границы могут служить хорошими стоками для радиационных дефектов.

### **3. ВЛИЯНИЕ МАЛОИНТЕНСИВНОГО УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ И КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ**

Малоинтенсивное ультразвуковое воздействие (УЗВ) является эффективным способом уменьшения уровня неоднородности полей внутренних напряжений, снижения метастабильности структурно-фазового состояния и, следовательно, улучшения физико-механических свойств металлов и сплавов [8–10]. Интенсификация релак-

сационных и диффузионных процессов при УЗВ в металлах связана с генерацией и перераспределением линейных и точечных дефектов. Начиная с 90-х годов XX-го века в ННЦ «ХФТИ» был проведен цикл исследований, в которых стояла задача изучить влияние УЗВ на структурный фактор и физико-механические таких сложных гетерогенных систем, как иттриевая ВТСП-керамика, магнитожестький магнетик неодим–железо–бор, сверхпроводящий композит на основе интерметаллида  $Nb_3Sn$ .

### **3.1. Изменение механических и сверхпроводящих характеристик композита на основе $Nb_3Sn$ в результате ультразвукового воздействия**

Эффективность использования сверхпроводников в практических задачах зависит от их критических параметров: температуры перехода в сверхпроводящее состояние  $T_c$ , критического тока  $J_c$  и верхнего критического магнитного поля  $H_{c2}$ . Среди большого числа сверхпроводящих сплавов и соединений определенную «нишу» занимают интерметаллические соединения с кристаллической структурой типа  $A15$ , в частности  $Nb_3Sn$ , обладающие высокими критическими параметрами. Фазовый состав, обеспечивающий необходимые сверхпроводящие свойства композитов на основе  $Nb_3Sn$ , зависит от условий термомеханических воздействий, включающих реакционные отжиги при температурах, существенно превышающих температуры эксплуатации (криогенных жидкостей). Различие температурных ходов коэффициентов термического расширения компонентов композита (в том числе и стабилизирующей металлической матрицы) при его охлаждении до криогенных температур приводит к возникновению сложной эпюры термических напряжений, влияющих на значения важнейших характеристик сверхпроводимости и механическую устойчивость.

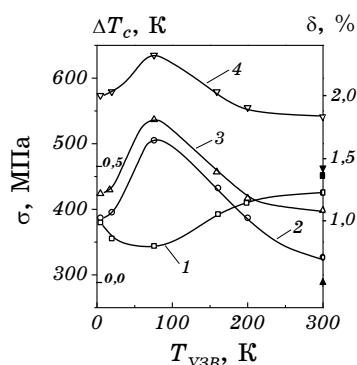
В композитах на основе соединения  $Nb_3Sn$ , получаемых по бронзовой технологии, сверхпроводящая фаза в силу отмеченных обстоятельств испытывает сжатие со стороны матрицы. Сжимающие напряжения для данного соединения, как известно, снижают величину  $T_c$  [11],  $H_{c2}$  [12] и  $J_c$  [13, 14]. Кроме негативного влияния на критические сверхпроводящие параметры, термические напряжения отрицательно сказываются на механических характеристиках композита. Сверхпроводящая фаза  $Nb_3Sn$  обладает в значительной мере ковалентным характером межатомных связей, что в целом усиливает склонность материала к хрупкому разрушению при приложении нагрузки по мере понижения температуры. Межфазные напряжения в этом случае значительно снижают пороговые значения нагрузок и деформаций, приводящих к возникновению микротрещин в слоях  $Nb_3Sn$  и, как следствие, к деградации токонесущей способности. Это может проявиться, в частности, в случае возникновения более слож-

ной, чем при одноосном растяжении, эпюры напряжений, например, при изгибе композита или при смещении слоев композита в соленоиде при его охлаждении и т.д.

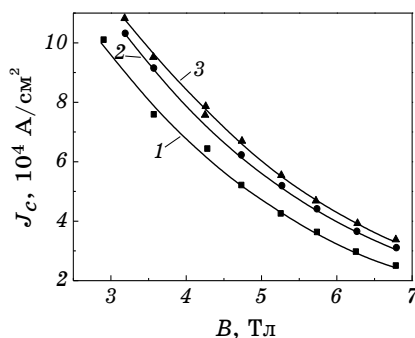
Учитывая вышесказанное, естественно было бы снизить уровень термических напряжений до минимума. В работах [15, 16] были проведены исследования влияния малоинтенсивного УЗВ в широком интервале температур (4,2–300 К) на изменение комплекса физико-механических (в том числе сверхпроводящих) характеристик «естественного» композиционного проводника с 55 жилами  $\text{Nb}_3\text{Sn}$ , составляющими  $\approx 10\%$  объемной доли. Ультразвуковое воздействие осуществлялось в интервале температур 4,2–300 К и фиксированном времени озвучивания ( $t_{\text{УЗВ}} = 20$  мин), с амплитудой колебаний  $\approx 1$  мкм и частотой 18,5 кГц.

Зависимости механических характеристик и прироста  $T_c$  от температуры УЗВ представлены на рис. 5, из которого следует, что существенное увеличение  $T_c$  и механической устойчивости композита характерно для всего температурного интервала УЗВ с достижением максимального эффекта при 77 К. Амплитуда ультразвуковых колебаний обеспечивала превышение величины пороговых знакопеременных напряжений для бронзовой матрицы, что способствовало генерации точечных и линейных дефектов и отразилось в наблюдаемом снижении отношения электросопротивлений  $R_{300\text{ К}}/R_{18\text{ К}}$ . Процессы релаксации межфазных термических напряжений вблизи границ раздела матрица–сверхпроводящая фаза, стимулированные появлением свежих дислокаций и их маломасштабными перемещениями, а также перераспределением точечных дефектов, обусловили наблюдаемое увеличение  $T_c$ .

Поведение  $J_c$  в интервале  $2,8 \leq B \leq 6,8$  Тл ( $B$  — индукция магнит-



**Рис. 5.** Зависимости механических характеристик и  $\Delta T_c$  от температуры ультразвукового воздействия: 1 —  $\sigma_{02}$ , 2 —  $\Delta T_c$ , 3 —  $\delta$ , 4 —  $\sigma_B$ . Символы черного цвета ( $\blacktriangle$ ,  $\blacksquare$ ,  $\blacktriangledown$ ) справа на оси ординат соответствуют параметрам материала в исходном состоянии.



**Рис. 6.** Зависимости  $J_c$  от  $B$  многожильного ( $n = 55$ ) сверхпроводящего провода на основе  $Nb_3Sn$ : (1) — исходный образец; (2) — после УЗВ при 300 К; (3) — после УЗВ при 77 К.

ного поля) композита в различных структурных состояниях иллюстрирует рис. 6, из которого следует усиление токонесущей способности в результате УЗВ, причем эффект относительного увеличения  $J_c$  нарастает с полем и составляет  $\sim 30\%$  для  $T_{УЗВ} = 77$  К при  $H \cong \cong 7$  Тл. В соответствии с существующими представлениями о природе критических токов в  $Nb_3Sn$  пиннинг вихревой решетки определяется взаимодействием флюксоидов с границами зерен сверхпроводящей фазы. Наиболее важным механизмом такого взаимодействия является рассеяние электронов на границе [17]. Анализ показал, что вызванное УЗВ увеличение силы пиннинга, связанное с усилением взаимодействия вихрей с границами зерен  $Nb_3Sn$  при рассеянии электронов на границе, обусловлено, в частности, увеличением  $T_c$  и параметра Гинзбурга–Ландау [18].

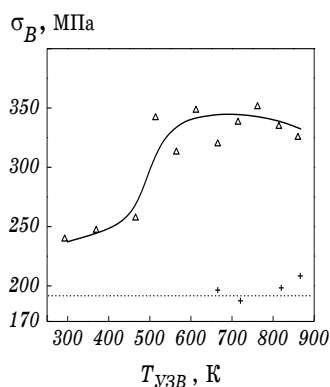
### 3.2. Влияние УЗВ на физико-механические свойства керамических материалов на основе соединений переходных металлов

#### 3.2.1. Исследования ВТСП-керамики

Для керамических ВТСП  $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ , получаемых по твердофазной технологии с использованием оксидов и карбонатов соответствующих компонентов, отличительной особенностью является наличие микродефектов, отклонение от стехиометрии по кислороду и различная степень упорядоченности кислородных ионов в базисной плоскости  $CuO_2$  и цепочках  $CuO$ . Эти факторы, а также локальные неоднородности фазового состава и анизотропия физических характеристик кристаллической решетки существенно влияют на комплекс физико-механических характеристик ВТСП-керамики. В соединениях  $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ , обладающих слоистой перовскитоподоб-

ной структурой, основными носителями пластической деформации являются скользящие дислокации [19]. При этом сдвиг осуществляется в базисной плоскости между слоями  $\text{CuO}$  и  $\text{BaO}$ . Существенно, что изменение содержания кислорода и, соответственно, характера атомного упорядочения в базисных плоскостях должно оказывать определенное влияние на механические свойства ВТСП. Об эффекте снижении предела прочности и пластификации образцов ВТСП в области температур ниже вязко-хрупкого перехода ( $T \leq 960 \text{ K}$ ) при уменьшении содержания кислорода (и, соответственно, увеличении концентрации кислородных вакансий) говорится в работе [20]. Учитывая, что в определенных режимах УЗВ оказывает существенное влияние на спектр и характер распределения точечных дефектов, с целью детального изучения особенностей формирования структурного состояния при УЗВ и его влияния на механические, а также электрофизические и диссипативные свойства были выполнены комплексные исследования температуры сверхпроводящего перехода  $T_c$ , удельного сопротивления  $\rho_n$ , прочностных характеристик и низкочастотного внутреннего трения на образцах  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ , как в исходном состоянии, так и после УЗВ в различных режимах.

В работах [21–23] показано, что на эффект изменения механических свойств в результате УЗВ ( $f = 18,5 \text{ кГц}$ ) существенно влияет плотность керамики. На рисунке 7 представлена зависимость  $\sigma_B$  от температуры УЗВ для керамики плотностью  $\mu = 5,52 \text{ г/см}^3$ . Видно, что с ростом температуры УЗВ происходит увеличение  $\sigma_B$ , достигающее насыщения при  $T_{\text{УЗВ}} \sim 550 \text{ K}$  ( $\Delta\sigma_B/\sigma_{B0} = 75\%$ ). Для образцов свидетелей (подвергнутых только температурному воздействию) изменение  $\sigma_B$  весьма мало даже после отжига при максимальной



**Рис. 7.** Зависимость  $\sigma_B$  от  $T_{\text{УЗВ}}$  ( $\sigma_{\text{УЗВ}} \approx 4 \text{ МПа}$ ,  $t_{\text{УЗВ}} = 5 \text{ мин}$ ) для ВТСП керамики с  $\mu = 5,52 \text{ г/см}^3$ . Штриховая линия соответствует значению  $\sigma_{B0} = 195 \text{ МПа}$ ; символ «+» — образцы-свидетели.

**ТАБЛИЦА 2.** Значения  $T_c$ ,  $\Delta T_c$ ,  $\rho_n$  и  $\sigma_B$  керамики с  $\mu = 5,12$  г/см<sup>3</sup> в исходном состоянии и после УЗВ с  $\sigma_{УЗВ} \approx 4$  МПа различной продолжительности при  $T_{УЗВ} = 373$  К [23].

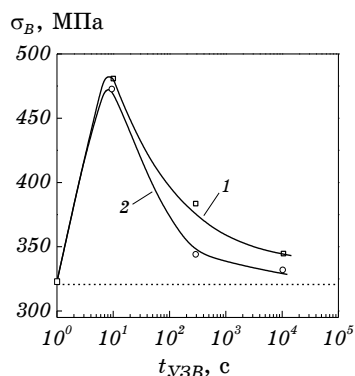
Состояние керамики	$T_c$ , К	$\Delta T_c$ , К	$\rho_n$ , $10^{-4}$ Ом·см	$\sigma_B$ , МПа
исходное	91,3	1,30	4,31	326
$t_{УЗВ} = 5$ с	91,7	1,35	4,59	395
$t_{УЗВ} = 10$ с	91,9	1,37	4,66	480
$t_{УЗВ} = 60$ с	91,4	1,40	4,76	410
$t_{УЗВ} = 300$ с	91,5	2,15	4,87	380

температуре.

Для керамики с  $\mu = 6,18$  г/см<sup>3</sup> и  $\sigma_{B0} = 326$  МПа эффект упрочнения после УЗВ ( $t_{УЗВ} = 5$  мин) слабо (на  $\sim 13\%$ ) уменьшается в температурном интервале 250–650 К [22].

Влияние продолжительности УЗВ проявляется в немонотонном изменении  $\sigma_B$  и  $T_c$  при монотонном увеличении ширины сверхпроводящего перехода  $\Delta T_c$  и удельного электросопротивления  $\rho_n$ , измеренного при  $T = 95$  К (табл. 2, рис. 8).

Изменение структурного состояния и, соответственно, физико-механических свойств в результате УЗВ, обусловлено протеканием нескольких процессов [23]. УЗВ малой продолжительности (5–10 с) приводит к максимальному увеличению  $\sigma_B$  и  $T_c$ , что коррелирует со снижением фона и подавлением пиков внутреннего трения, характеризующих миграцию примесей и степень упорядочения кислородных вакансий в плоскостях  $\text{Cu}_2\text{O}$ , и отражает протекание релаксационных процессов вблизи концентраторов напряжений термической природы и снижение уровня неоднородных внутренних термоупру-



**Рис. 8.** Зависимость  $\sigma_B$  от  $t_{УЗВ}$  ( $\sigma_{УЗВ} \approx 4$  МПа) для керамики с  $\mu = 6,18$  г/см<sup>3</sup>: 1 —  $T_{УЗВ} = 373$  К; 2 —  $T_{УЗВ} = 573$  К. Штриховая линия соответствует значению  $\sigma_{B0} = 326$  МПа.

гих напряжений в зернах поликристалла. При фиксированном  $t_{УЗВ}$  увеличение прироста  $\sigma_B$  в интервале  $T_{УЗВ} = 450-750$  К керамики с  $\mu = 5,52$  г/см<sup>3</sup> свидетельствует об усилении релаксационных процессов вследствие возрастания эффективности УЗВ за счет снижения упругих модулей, а также увеличения диффузионной подвижности точечных дефектов.

Снижение достигнутых приростов  $T_c$  и  $\sigma_B$  ВТСП-керамики в результате увеличения экспозиции и повышения температуры УЗВ является следствием накопления усталостных повреждений и увеличением уровня внутренних напряжений.

### **3.2.2. Исследования магнито жесткого материала системы Nd-Fe-B**

Магнито жесткий материал системы Nd-Fe-B, обладающий высокими значениями коэрцитивной силы и магнитной энергии, был синтезирован в 1983 г. [24]. Магниты Nd-Fe-B применяются во многих устройствах, в частности, двигателях, генераторах, подшипниках, сепараторах в качестве датчиков и других элементов для оптимизации эффективности, снижения веса или объема изделий, включающих магниты. В основном магниты на основе соединения Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B работают в качестве функциональных материалов, однако в динамических приложениях могут стать важными также механические свойства.

Синтезированные магниты представляют собой смесь фазы Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B с высокими магнитными характеристиками, немагнитной фазы, обогащенной бором, и фазы, обогащенной неодимом, располагающейся, в основном, на границах зерен [25]. Микроструктура также характеризуется наличием пор, оксидов неодима и других дефектов. Согласно [26], в тетрагональной элементарной ячейке размером  $a = 0,88$  нм и  $c = 1,221$  нм содержится 68 атомов, а фаза, обогащенная неодимом, характеризуется ГЦК-решеткой с параметром  $a \approx 0,52$  нм.

В результате проведенных исследований образцов керамического магнетика Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B плотностью  $\mu = 7,15$  и  $7,45$  г/см<sup>3</sup>, характеризующихся остаточной индукцией 6 и 10 кГс, соответственно, и коэрцитивной силой 11 кЭ, установлены закономерности влияния режимов УЗВ ( $f = 18,5$  кГц,  $\sigma_{УЗВ} \cong 4-48$  МПа,  $t_{УЗВ} = 5-1,2 \cdot 10^3$  с) на механическую устойчивость, характеристики внутреннего трения и модуль сдвига [27].

Усредненная величина предела прочности  $\bar{\sigma}_B$  образцов с  $\mu = 7,15$  г/см<sup>3</sup> при увеличении  $\sigma_{УЗВ}$  от 4 до 12 МПа практически не изменяется (табл. 3). Существенное возрастание  $\bar{\sigma}_B$  (на ~ 20%) наблюдается после УЗВ с  $\sigma_{УЗВ} = 19$  МПа и  $t_{УЗВ} = 20$  мин. Для образцов с  $\mu = 7,45$  г/см<sup>3</sup> УЗВ с  $t_{УЗВ} = 5$  мин в интервале температур  $77 \leq T_{УЗВ} \leq 473$  К приводит

**ТАБЛИЦА 3.** Величины  $\sigma_B$  и  $\bar{\sigma}_B$  керамического магнетика Nd–Fe–В в исходном состоянии и после УЗВ в различных режимах при  $T_{УЗВ} = 300$  К.

Состояние	$\sigma_B$ , МПа	$\bar{\sigma}_B$ , МПа
Исходное	867, 900, 908, 910	896
$\sigma_{УЗВ} \cong 4$ МПа, $t_{УЗВ} = 5$ мин	894, 900, 911, 950	913
$\sigma_{УЗВ} \cong 12$ МПа, $t_{УЗВ} = 5$ мин	876, 891, 887, 891	886
$\sigma_{УЗВ} \cong 19$ МПа, $t_{УЗВ} = 20$ мин	1090, 1120, 1100, 1050	1090

к уменьшению разброса значений  $\bar{\sigma}_B$  и увеличению (до 8%)  $\bar{\sigma}_B$  при  $T_{УЗВ} = 77$  К с  $\sigma_{УЗВ} = 48$  МПа, а для  $\sigma_{УЗВ} = 19$  МПа при повышении  $T_{УЗВ}$  с 300 до 473 К значения  $\sigma_B$  становятся ниже исходной величины. Данные, приведенные в табл. 4, свидетельствуют о немонотонности изменения  $\bar{\sigma}_B$  образцов с  $\mu = 7,15$  г/см<sup>3</sup> в зависимости от числа циклов нагрузки  $N$  при УЗВ. Рост  $\bar{\sigma}_B$  на  $\sim 20\%$  после  $N = 9 \cdot 10^4$  сравним с эффектом после УЗВ с  $\sigma_{УЗВ} \cong 19$  МПа, но большей экспозицией ( $t_{УЗВ} = 20$  мин). Увеличение  $N$  в интервале  $9,0 \cdot 10^5 - 9,7 \cdot 10^6$  циклов вызывает заметное снижение  $\bar{\sigma}_B$  по сравнению с исходным значением.

Релаксационные процессы при УЗВ, вызывающие возрастание механической устойчивости, связаны, в основном, с поглощением энергии звуковой волны на границах зерен вследствие отличия объемной плотности тела зерна и границы, где находится фаза, обогащенная Nd, присутствуют поры и микрополости. В результате микродвиговой релаксации вблизи концентраторов напряжений (неоднородности структурно-фазового состава материала) напряжение, необходимое для роста микротрещин по механизму Гриффитса, повышается, что отражается в наблюдаемом увеличении  $\bar{\sigma}_B$ .

Дополнительное поглощение энергии механических колебаний в Nd–Fe–В, способствующее релаксационным процессам, обусловлено магнитомеханическим гистерезисом. Гистерезисные потери проявляется в виде пиков на температурных зависимостях декремента в  $\Psi(T)$  и значительных дефектах модуля на кривых  $G(T)$  в определенных интервалах температур. Для исходного состояния материала с  $\mu = 7,45$  г/см<sup>3</sup> резкий рост  $\Psi$  наблюдается при  $T > 350$  К.

**ТАБЛИЦА 4.** Значения  $\bar{\sigma}_B$  образцов с  $\mu = 7,15$  г/см<sup>3</sup> в исходном состоянии и после УЗВ при  $T_{УЗВ} = 300$  К с  $\sigma_{УЗВ} \cong 48$  МПа.

Состояние	$\bar{\sigma}_B$ , МПа
Исходное	896
$N = 9 \cdot 10^4$ цикл. ( $t_{УЗВ} = 5$ с)	1040
$N = 9 \cdot 10^5$ цикл. ( $t_{УЗВ} = 50$ с)	820
$N = 9,7 \cdot 10^6$ цикл. ( $t_{УЗВ} = 9$ мин)	803



После УЗВ при  $T_{УЗВ} = 300$  К с  $\sigma_{УЗВ} = 19$  МПа и  $t_{УЗВ} = 5$  мин характерное сильное (более чем в 20 раз) увеличение высоты и сдвиг на  $\sim 120$  К в сторону более низких температур максимума высокотемпературного пика. Размягчение модуля в области этого пика составляет  $\sim 55\%$ .

Наблюдаемое в керамическом магнито жестком магнетике Nd–Fe–В после УЗВ резкое изменения модуля сдвига в интервале 360–560 К с последующим выходом зависимости  $G(T)$  на плато связывается с насыщением границ вакансиями и обострением концентраторов напряжений в виде увеличившихся пор и микротрещин, что вызывает снижение механической устойчивости образцов с  $\mu = 7,45$  г/см<sup>3</sup> после УЗВ малой экспозиции при 473 К, а также образцов с  $\mu = 7,15$  г/см<sup>3</sup> после максимальной экспозиции при 300 К (табл. 4).

#### **4. ВЛИЯНИЕ МАГНИТНЫХ И ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА НИЗКОТЕМПЕРАТУРНУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ ХРОМА И ЕГО СПЛАВОВ В МОНО- И ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИЯХ**

Интерес к хрому и сплавам на его основе, как конструкционным материалам, связан с рядом положительных свойств, в частности, высокой температурой плавления, высоким модулем упругости, хорошей стойкостью к окислению, жаропрочностью, низким сечением захвата нейтронов, что обуславливает применение хрома и его сплавов в атомной энергетике, газотрубостроении, химическом машиностроении. Вместе с тем возможности широкого использования этих материалов ограничиваются склонностью хрома к хрупкому разрушению, более высокой по сравнению с другими тугоплавкими металлами. В связи с этим были проведены широкие исследования, направленные на выяснение физической природы температурной зависимости напряжения течения и явления хладноломкости переходных металлов с ОЦК-решеткой (в том числе хрома) и установление взаимосвязи между структурными факторами и механическими свойствами. В результате были достигнуты определенные успехи в решении проблемы пластификации хрома при его микролегировании химически активными элементами и создании специфических дефектных структур при использовании температурно-силовых воздействий [28–30]. Тем не менее, задача повышения низкотемпературной пластичности и формирования оптимального комплекса механических свойств хрома и его сплавов не является окончательно решенной.

Хром и его сплавы характеризуются различными магнитными свойствами в различных температурных интервалах, в частности, наличием длиннопериодных спиновых структур [31, 32], что обуславливает взаимное влияние магнитной и решеточной подсистем и

дает возможность при воздействии на магнитную подсистему эффективно изменять ряд структурно-чувствительных свойств, в том числе, связанных с динамикой решетки.

**Изменение механических свойств сплава ВХ-2К в результате воздействия переменного магнитного поля.** Малолегированный сплав хрома ВХ-2К содержит La, Ta и V в количестве 0,2–0,5 мас. % каждый. Эти элементы связывают примеси азота, углерода и кислорода в труднорастворимые стабильные соединения. Известно, что после горячего прессования при  $T \approx 1600$  К и термообработок при  $T \approx 1420$ – $1770$  К для сплава ВХ-2К характерно завершение процессов рекристаллизации и формирование ячеистой структуры [33]. Границы ячеек слабо разориентированы и не являются существенным препятствием для распространения трещины в условиях механического нагружения. В процессе отжига при  $T \approx 1370$ – $1420$  К происходит старение материала и сегрегационное обогащение границ зерен [34]. В результате для рекристаллизованного малолегированного сплава Cr характерно снижение склонности матрицы к транскристаллитному разрушению, связываемому с наличием плоских скоплений атомов азота в плоскостях  $\{100\}$ , и усиление роли в зарождении очагов разрушения процессов, протекающих на границах зерен [34]. Учитывая это, а также имеющиеся в литературе сведения о влиянии магнитного поля и статических механических напряжений на магнитную структуру хрома [35, 36] были проведены исследования изменений механических характеристик и связанных с этим процессов в сплаве ВХ-2К, на который воздействовали переменным магнитным полем в антиферромагнитных фазах  $AF_2$  ( $T = 77$  К) и  $AF_1$  ( $T = 300$  К) [37, 38].

Эксперименты по воздействию переменным магнитным полем  $H = 1,3$  кЭ были выполнены на образцах в ненагруженном состоянии. Типичные результаты проведенных испытаний представлены в табл. 5, из которой следует, что предварительное воздействие магнитным полем приводит к существенному уменьшению значений предела пропорциональности  $\sigma_{II}$  и условного предела текучести  $\sigma_{02}$ ,

**ТАБЛИЦА 5.** Механические свойства сплава ВХ-2К при 300 К до и после воздействия переменного магнитного поля ( $H = 1,3$  кЭ,  $f = 50$  Гц) в течение 30 мин.

Состояние	$\sigma_{II}$	$\sigma_{02}$	$\Delta\sigma_{02}^{exp}$	$\sigma_B$	$\delta, \%$
	МПа				
Исходное	214	255	0	408	16,1
После воздействия полем в фазе $AF_1$	182	220	35	401	16,0
После воздействия полем в фазе $AF_2$	156	182	73	386	32,0

и более слабому снижению предела прочности  $\sigma_B$ . Воздействие полем в фазе  $AF_2$  является более эффективным, чем при комнатной температуре: значения  $\sigma_{II}$  и  $\sigma_{02}$  уменьшаются на  $\sim 30\%$  и на  $\sim 14\%$  соответственно. После наложения поля в фазе  $AF_1$  величина удлинения до разрушения  $\delta$  в пределах разброса практически не изменяется, тогда как воздействие поля в фазе  $AF_2$  приводит двукратному увеличению этой характеристики.

В антиферромагнитном состоянии хром характеризуется зависящей от температуры и магнитного поля магнитострикцией. Для поликристаллического материала с различной ориентацией зерен значения магнитострикционных деформаций в каждом зерне будут отличаться вследствие магнитной анизотропии хрома, что способствует микросдвиговой деформации. На качественном уровне картина может быть подобна эффекту возникновения внутренних напряжений в зернах поликристаллического металла при охлаждении (или нагреве), рассчитанному в [39] для случая анизотропии теплового расширения и упругих констант материала применительно ко всем 32 классам симметрии.

В результате стрикционных циклических деформаций происходят маломасштабные перемещения скользящих дислокаций и их частичная разблокировка от примесных атомов, увеличение средней длины дислокационных сегментов и, соответственно, уменьшение стартовых напряжения движения дислокаций при последующих механических испытаниях. Кроме того, вследствие различия значений магнитострикции матрицы и выделений вторых фаз на межфазных границах будут происходить смещения атомов в новые положения, что может привести к частичному разрушению когерентных связей между различными решетками и снижению уровня локальных напряжений на границах выделений. О подобном канале релаксации напряжений говорится в [40]. Кроме того, частичная релаксация напряжений, связанных с включениями, возможна также в результате перемещения разблокированных близлежащих дислокаций.

Оценки показали, что величина разупрочнения  $\Delta\sigma \sim 40$  МПа, связанного с магнитострикционными деформациями в указанном режиме воздействия переменным магнитным полем в  $AF_2$  состоянии, находится в разумном соответствии значению  $\Delta\sigma_{02}^{exp} = 73$  МПа — разности пределов текучести материала в исходном состоянии и после его обработки полем (см. табл. 5). Полученное значение удлинения до разрушения  $\delta = 32\%$  сравнимо с величиной  $\delta$ , характеризующей деформированный сплав ВХ-2К после длительных термообработок при 1420 К [41]. Таким образом, при наличии равномерно распределенных в объеме разблокированных дислокаций и снижении уровня локальных напряжений, связанных с концентраторами, реализуется возможность протекания более однородной

деформации, что свидетельствует о высоком запасе пластичности сплава ВХ-2К с оптимизированным структурным состоянием. Более слабое снижение характеристик прочности и отсутствие эффекта изменения пластичности после воздействия магнитным полем в  $AF_1$  состоянии — результат незавершенности релаксационных процессов вследствие низких абсолютных значений магнитострикции.

**Изменение механических свойств монокристаллического хрома, обусловленное антиферромагнитными превращениями при термоциклировании.** Как известно, термические напряжения возникают под действием теплового потока и определяются коэффициентом теплового расширения на пути переноса тепла, модулями упругости и теплопроводности материала [42]. При циклических изменениях температуры образца в определенном интервале может реализоваться ситуация, когда уровень термических напряжений будет достаточным, чтобы вызвать пластическое течение в двух взаимно противоположных направлениях. Важность изучения термоструктурных напряжений и их влияния физико-механические свойства металлов и сплавов, как в фундаментальном, так и в прикладном плане очевидна, учитывая необходимость прогнозирования поведения материалов и конструкций в неравномерных температурно-силовых полях. Малоисследованным аспектом проблемы является изучение возможности релаксации пиковых внутренних напряжений, связанных с неоднородностями состава, в материалах, характеризующихся фазовыми переходами при изменении температуры в результате многократных фазовых превращений. Ниже представлены результаты исследования влияния циклических изменений температуры (с переходом через точки магнитных фазовых превращений  $T_N$  и  $T_{SF}$ ) на такой чувствительный индикатор уровня пиковых напряжений, как температура вязко-хрупкого перехода  $T_x$  монокристаллического хрома — металла, склонного к хрупкому разрушению в области низких температур.

В процессе одного цикла ( $373 \leftrightarrow 77$  К) образцы Cr последовательно испытывали переход из парамагнитного в антиферромагнитные  $AF_1$  и  $AF_2$  состояния и в обратном направлении со средней скоростью  $\sim 100$  град/с. Из таблицы 6 видно, что термоциклирование

**ТАБЛИЦА 6.** Механические свойства монокристаллического хрома II партии ориентации [110] в исходном состоянии и после термоциклирования (300 циклов).

Состояние	$T_{исп}$ , К	$\sigma_{02}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Исходное	170	707	707	0
Исходное	173	680	691	2,8
После термоцикл.	153	720	782	3,3
После термоцикл.	160	738	870	6,0

приводит к снижению с 173 К до 153 К температуры, при которой деформация до разрушения составляет примерно 3%, что свидетельствует о смещении вязко-хрупкого перехода  $T_x$  примерно на 20 К в область более низких температур.

Изменение механических свойств хрома связывается с комплексным эффектом микросдвиговых деформаций вблизи концентраторов напряжений и разблокировкой дислокаций вследствие: циклических перемещений через образец межфазных границ, разделяющих области с разным магнитным порядком; прохождения волн расширения–сжатия, возникающих в результате взаимной компенсации внутренней и обменной энергии при перегреве (переохлаждении магнитной фазы); смещений межфазных границ при действии на них неравномерных температурно-силовых полей (в рамках термодинамических условий существования антиферромагнитных фаз).

Получить количественные значения эффекта релаксации напряжений в структурно-неоднородном антиферромагнетике при термоциклировании в настоящее время не представляется возможным ввиду отсутствия соответствующих теоретических моделей. Приблизительные оценки показали, что после многократных прохождений фронта фазовых превращений, соответствующих 300 термоциклам, значение максимального снижения напряжения течения составляет  $\Delta\sigma_{\max} \sim 70$  МПа, что на качественном уровне сравнимо с  $\Delta\sigma^{\text{exp}} \cong 40$  МПа — разницей значений предела текучести исходного и термоциклированного образца хрома, характеризующихся одинаковыми величинами деформации до разрушения ( $\delta \approx 3\%$ ).

Отсюда можно заключить, что процессы микросдвиговой деформации, связанные с перемещением через образец межфазных границ, разделяющих области, характеризующиеся различным магнитным порядком, играют одну из основных ролей при релаксации пиковых напряжений в монокристаллическом хrome при термоциклировании.

## 5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате выполненных в НИЦ «ХФТИ» комплексных исследований разработаны новые методы направленного изменения структуры и физико-механических свойств конструкционных материалов различного типа (переходных металлов, сплавов, соединений и композитов на их основе). Во всех случаях эффект направленного изменения структуры и свойств достигается за счет активизации релаксационных процессов при определенных условиях программного нагружения, воздействия магнитных и ультразвуковых полей, термоциклирования.

Это дает возможность для данного класса материалов обеспечить улучшение их свойств и формирование заданного комплекса эксплуатационных характеристик.

## ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Р. И. Гарбер, И. А. Гиндин, И. М. Неклюдов, Авторское свидетельство СССР № 161793 (Бюллетень № 8, 1964).
2. И. А. Гиндин, И. М. Неклюдов, *Физика программного упрочнения* (Киев: Наукова думка: 1979).
3. *Цирконий в атомной промышленности* (Москва: Госкомитет по использованию атомной энергии в СССР: 1979), вып. 2, 3.
4. И. А. Гиндин, Л. А. Чиркина, В. С. Оковит, В. М. Нетесов, *Металлофизика*, **6**: 65 (1984).
5. В. М. Нетесов, А. А. Яес, Л. А. Чиркина, *Вопросы атомной науки и техники, серия: Общая и ядерная физика*, вып. 2 (16): 4 (1986).
6. И. А. Гиндин, И. М. Неклюдов, В. М. Нетесов, О. Т. Розумный, *Металлофизика*, вып. 69: 88 (1977).
7. И. А. Гиндин, И. М. Неклюдов, В. М. Нетесов, М. П. Старолат, Авторское свидетельство СССР № 502051 (Бюллетень № 5, 1976).
8. И. А. Гиндин, О. И. Волчок, И. М. Неклюдов, *ФТТ*, **17**, № 3: 655 (1975).
9. О. И. Волчок, Г. Н. Малик, В. С. Оковит, Л. А. Чиркина, *Вопросы атомной науки и техники, серия: Ядерно-физические исследования (теория и эксперимент)*, вып. 7 (7): 40 (1989).
10. А. В. Кулемин, *Ультразвук и диффузия в металлах* (Москва: Металлургия: 1978).
11. Б. Г. Лазарев, Л. С. Лазарева, О. Н. Овчаренко, А. А. Мацакова, *ЖЭТФ*, **43**, вып. 6: 2309 (1962).
12. G. Rupp, *Adv. Cryog. Eng. Mater.*, **26**: 522 (1980).
13. C. V. Muller and E. J. Saur, *Adv. Cryog. Eng.*, **9**: 338 (1964).
14. G. Rupp, *Cryogenics*, **21**, No 10: 619 (1981).
15. Г. Н. Малик, В. И. Соколенко, Я. Д. Стародубов, М. А. Тихоновский и др., *Вопросы атомной науки и техники, серия: Ядерно-физические исследования (теория и эксперимент)*, вып. 2 (23): 64 (1992).
16. V. I. Sokolenko, Ya. D. Starodubov, G. N. Malik, M. A. Tikhonovskij et al., *Cryogenics*, **32**, ICMC Suppl.: 637 (1992).
17. E. J. Kramer, *Adv. Cryog. Eng. Mater.*, **28**: 307 (1982).
18. В. М. Горбатенко, М. Б. Лазарева, В. И. Соколенко, *Вопросы атомной науки и техники, серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники*, вып. 1 (17): 42 (2008).
19. С. В. Лубенец, В. Д. Напик, Л. С. Фоменко, *ФНТ*, **30**, № 5: 467 (2004).
20. В. С. Бобров, И. И. Зверькова, А. П. Иванов, А. Н. Изотов и др., *ФТТ*, **32**, № 3: 826 (1990).
21. V. I. Sokolenko, Ya. D. Starodubov, and G. N. Malik, *Physica C*, **235–240**: 3413 (1994).
22. V. I. Sokolenko, Ya. D. Starodubov, and G. N. Malik, *Fourth Euro-Ceramics. High- $T_c$  Superconductors* (Eds. F. Barone, D. Fiorani, and A. Tampieri) (Gruppo Edit Faenza Editrice: 1995), vol. **6**, part 1, p. 353.

23. В. С. Оковит, В. И. Соколенко, Я. Д. Стародубов, Л. А. Чиркина и др., *Вопросы атомной науки и техники, серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники*, вып. 6 (14): 81 (2004).
24. J. J. Croat, J. F. Herbst, R. W. Lee, and F. E. Pinkerton, *Appl. Phys. Lett.*, **44**, No. 1: 148 (1984).
25. W. Rodewald and M. Katter, *Proc. 18th Workshop 'High Performance Magnets & Their Applications' (Annecy, France, 2004)* (Eds. N. M. Dempsey and P. de Rango) (2004), vol. 2, p. 486.
26. H. J. Ferbst, J. J. Croat, F. E. Pinkerton, and W. B. Yelon, *Phys. Rev. B*, **29**, No. 7: 4176 (1984).
27. П. А. Березняк, Г. Н. Малик, В. С. Оковит, В. И. Соколенко и др., *Вопросы атомной науки и техники, серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники*, вып. 6 (14): 107 (2004).
28. В. И. Трефилов, Ю. В. Мильман, С. А. Фирстов, *Физические основы прочности тугоплавких металлов* (Киев: Наукова думка: 1975).
29. *Тезисы докл. конф. «Разработка и применение хрома и его сплавов в промышленности»* (Ред. В. И. Трефилов) (Киев: ИПМ АН УССР: 1984).
30. *Конструкционные сплавы хрома: Сб. науч. трудов* (Ред. В. И. Трефилов) (Киев: Наукова думка: 1986).
31. А. И. Мицек, *Фазовые переходы в кристаллах с магнитной структурой* (Киев: Наукова думка: 1989).
32. С. В. Вонсовский, *Магнетизм. Магнитные свойства диа-, пара-, ферро-, антиферро-, ферримагнетиков* (Москва: Наука, 1971).
33. А. Н. Ракицкий, В. Ф. Горбань, Г. А. Григорьева, Ю. Е. Зубец и др., *О выборе режимов прессования слитков сплава VX-2K. Конструкционные сплавы хрома* (Киев: Наукова думка: 1986), с. 126.
34. Ю. И. Белецкий, Ю. Е. Зубец, Л. С. Иголкина, А. Н. Ракицкий и др., *Исследование режимов термической обработки листов из сплава VX-2K. Конструкционные сплавы хрома* (Киев: Наукова думка: 1986), с. 193.
35. В. С. Головкин, В. Н. Быков, В. Ю. Панченко, Е. М. Ивановский, *Металлофизика*, **10**, № 3: 3 (1988).
36. О. И. Запорожец, Л. В. Тихонов, *УФЖ*, **24**, № 7: 990 (1979).
37. И. М. Неклюдов, В. И. Соколенко, Я. Д. Стародубов, *Деформация и разрушение материалов*, № 3: 41 (2005).
38. И. М. Неклюдов, Я. Д. Стародубов, В. И. Соколенко, *УФЖ*, **50**, № 8А: А113 (2005).
39. В. А. Лихачев, *ФТТ*, **3**, вып. 6: 1827 (1961).
40. Е. Ю. Зубец, Л. С. Иголкина, А. А. Оноприенко, Ю. А. Перлович и др., *Тез. докл. Всесоюз. научно-технич. совещания «Исследование и разработка и применение хрома и его сплавов в промышленности»* (Ред. В. И. Трефилов) (Киев: ИПМ АН УССР: 1984), с. 81.
41. Е. Е. Зубец, Е. А. Григорьева, В. А. Манилов, В. А. Пискарев и др., *Исследование режимов получения пластичных листов из сплава VX-2K. Конструкционные сплавы хрома* (Киев: Наукова думка: 1986), с. 143.
42. Т. Екобори, *Физика и механика разрушения и прочности твердых тел* (Москва: Металлургия: 1971) (пер. с англ.).