

На правах рукописи

ЛАТЫПОВ Илья Фанильевич

**Развитие волновой модели формирования кристаллов новой фазы при
мартенситных превращениях в металлах и сплавах**

01.04.07 – Физика конденсированного состояния

Автореферат

диссертации на соискание ученой степени кандидата
физико-математических наук

Екатеринбург – 2017

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Уральский государственный лесотехнический университет»

Научный руководитель: доктор физико-математических наук, доцент,
ЧАЩИНА Вера Геннадиевна

Официальные оппоненты: **КОНДРАТЬЕВ Владимир Васильевич**,
доктор физико-математических наук, профессор,
ФГБУН Институт физики металлов имени М.Н. Михеева
Уральского отделения Российской академии наук,
г. Екатеринбург, главный научный сотрудник
лаборатории прочности;

НАЙМАРК Олег Борисович,
доктор физико-математических наук, профессор,
ФГБУН Институт механики сплошных сред Уральского
отделения Российской академии наук, г. Пермь,
заведующий лабораторией физических основ прочности

Ведущая организация: Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение высшего образования
«Национальный исследовательский технологический
университет "МИСиС"», г. Москва

Защита состоится «22» декабря 2017 г. в 15:00 ч на заседании диссертационного совета Д 212.285.02 на базе ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» по адресу: 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, д. 19, ауд. И-420, (зал Ученого совета).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина», <http://lib.urfu.ru/mod/data/view.php?d=51&rid=273074>

Автореферат разослан «_____» _____ 2017 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета

Алексей Владимирович Ищенко

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы

Мартенситные превращения (МП) являются важным примером кооперативных структурных перестроек в твердых телах. МП сопровождаются существенным изменением физических свойств материалов и поэтому широко используются при термомеханической обработке. В большинстве случаев МП обладают признаками фазовых переходов I рода. Если группы симметрии начальной и конечной фаз не связаны соотношением соподчинения (случай реконструктивных МП), то признаки переходов I рода проявляются наиболее ярко. Если же осуществляется переход с формированием новой фазы, симметрия решетки которой является подгруппой исходной фазы (случай дисторсионных МП), то МП может протекать как переход первого рода близкий к переходу II рода. Неизменный интерес вызывают физические механизмы реализации МП. Следует отметить, что большинство проблем, связанных с особенностями реконструктивных МП удалось решить только после создания динамической теории МП, развитой в работах М.П. Кащенко и его соавторов. В основе теории лежит представление о начальном возбужденном состоянии (НВС), возникающем в определенных областях исходной фазы с пониженным значением межфазного барьера, обусловленного наложением упругого поля дефекта (как правило, дислокационной природы). Колебательный характер НВС порождает управляющий волновой процесс (УВП), распространение которого сопровождается потерей устойчивости решетки исходной фазы. Эта концепция привела к успешному описанию наблюдаемых морфологических признаков при прямых γ - α (ГЦК-ОЦК или ОЦТ) МП и обратных МП в сплавах железа, ОЦК-ГПУ МП в титане, B2-B19 МП в Ti-Ni и ряде других сплавов. Существенно также, что сопоставление расчетных и наблюдаемых признаков позволяет идентифицировать дислокационные центры зарождений (ДЦЗ) отдельных кристаллов мартенсита. В связи с успехами динамической теории ее актуальность, с одной стороны, обуславливается целесообразностью расширения приложений теории в рамках

сложившейся методологии, а с другой стороны, необходимостью развития методологии с целью детализации описания наблюдаемых особенностей превращения, включая и дисторсионные МП. Заметим, что такой важный феномен как эффект памяти формы чаще всего наблюдается в материалах с дисторсионными МП. В связи с этим представляет интерес проанализировать возможность наследования упругого поля ДЦЗ в области локализации НВС управляющим процессом. Еще одна интересная проблема связана с анализом динамических сценариев формирования реальных структур двойников превращения.

Степень разработанности темы исследования

Принципиальное решение проблемы формирования регулярной структуры двойников превращения в сверхзвуковом режиме в рамках динамической теории было получено при включении в состав УВП относительно коротковолновых смещений (переносимая s -волнами), тогда как относительно длинноволновая деформация (переносимая ℓ -волнами) отвечала за формирование ориентировок плоских границ кристалла (габитусных плоскостей). Полученное при таком анализе строгое соотношение между скоростями s - и ℓ -волн требует верификации по отношению к конкретным материалам. Следует ожидать, что отклонение от подобного соотношения должно привести к нерегулярности двойниковой структуры (ДС). Механизм, обеспечивающий эффект памяти формы, связан с возможностью высокой степени обратимости МП. В рамках динамической теории это означало бы в качестве необходимого (но недостаточного) условия наследование управляющим волновым процессом упругого поля ДЦЗ. Такая задача в динамической теории не ставилась и требует рассмотрения.

Цель работы

Основная цель работы заключается в развитии динамической теории МП применительно к проблемам формирования реальных ДС и наследования упругих полей ДЦЗ волновым процессом, управляющим ростом мартенситных кристаллов. Кроме того, в рамках отработанной методологии представляет интерес

идентификация ДЦЗ кристаллов мартенсита охлаждения, возникших вслед за предварительной пластической деформацией.

Указанные цели определяют следующие **задачи** исследования.

1. Учет влияния дисперсии s-волн на соотношение между скоростями s- и ℓ -волн, соответствующее формированию регулярной ДС.
2. Исследование влияния рассогласования скоростей s- и ℓ -волн на формирование ДС.
3. Формулировка алгоритма отыскания УВП, наследующего тензор деформации упругого поля ДЦЗ в области локализации НВС.
4. Проверка возможности наследования упругого поля ДЦЗ управляющим процессом на примере конкретных систем.
5. Идентификация ДЦЗ для нетипичного варианта мартенсита охлаждения, возникшего после предварительной пластической деформации.

Научная новизна

Впервые получены следующие результаты:

1. Для системы Fe-30Ni выполнена аналитическая интерполяция закона дисперсии фононов вдоль направления Δ (Γ -X) в первой зоне Бриллюэна и показано (на примере сплава Fe-30Ni), что отклонение от нуля разности Δv , характеризующей рассогласование скоростей s- и ℓ - волн, на величину $\approx 0.11 v_s$ (v_s - величина скорости s-волн) приводит к переходу от регулярной к фрагментированной ДС. Причем каждый из фрагментов должен порождаться своей спонтанно активированной s- ℓ ячейкой.
2. Предложено характеризовать размеры фрагментов с помощью числа N_{bas} – количества основных компонент в ДС фрагмента. N_{bas} определяется условием равенства ширин основной и двойниковой компонент ДС. Показано, что величина N_{bas} существенно зависит от области локализации спонтанно активированной s- ℓ ячейки внутри фронта УВП.

3. На основе требований совпадения тензоров деформации, сопоставляемых упругому полю ДЦЗ в области локализации НВС и УВП, соответственно, предложен алгоритм отыскания УВП, наследующего тензор деформации упругого поля ДЦЗ. Такое наследование естественно ведет к совпадению ориентаций габитусных плоскостей, задаваемых УВП, со слабоискаженными (в предельном случае инвариантными) плоскостями упругого поля ДЦЗ. Для титана и сплава Fe-31Ni найдены характеристики УВП, наследующих тензоры деформации упругих полей ДЦЗ в случаях идентифицированных ранее ДЦЗ.

4. Для мартенсита охлаждения, наблюдаемого после предшествующей пластической деформации, ориентировка габитусных плоскостей $(233)_\gamma$, в рамках методологии динамической теории МП, проинтерпретирована как следствие образования ДЦЗ в форме относительно узких прямоугольных петель с основными сегментами линий $[1-10]_\gamma$ и векторами Бюргерса $\mathbf{b} \parallel \langle -311 \rangle_\gamma$.

5. Механизм образования кристаллов с нетипичными габитусами $(233)_\gamma$ связывается с наибо́льшей трансформацией плоскостей $\{110\}_\gamma$ аустенита, ведущей к материальным ориентационным соотношениям, близким к соотношениям Нишиямы. Показано, что отбор в пользу габитусов $(233)_\gamma$, по сравнению с типичными габитусами $(557)_\gamma$, достигается при использовании комбинированного фактора, равного произведению величин сдвига и относительного изменения объема.

Близкий, по сути, отбор имеет место и для нетипичных габитусов $(774)_\gamma$ субреек в макропластине бейнитного феррита

Методология и методы исследования

Работа выполнена в рамках динамической теории мартенситных превращений. Центральную роль в теории быстрого формирования кристаллов играет концепция НВС. НВС локализуются в определенных областях решетки исходной фазы, симметрия которой нарушается упругим полем дефектов, снижающим межфазный барьер. В связи с этим методология в качестве необходимого этапа исследований включает расчет упругих полей дефектов (как правило, отдельных дислокаций или их

ансамблей) с последующим отбором областей, благоприятных для локализации НВС. Колебательный характер НВС позволяет определить наиболее вероятные направления волновых нормалей волн, управляющих ростом мартенситного кристалла и рассчитать ожидаемые морфологические признаки. При совпадении результатов расчета с экспериментальными данными можно с большой степенью вероятности идентифицировать дефекты, играющие роль центров зарождения.

При описании тонкой структуры двойников превращения область НВС включает относительно коротковолновые (s-) и относительно длинноволновые (ℓ -) смещения. В результате, порождаемый волновой процесс инициирует формирование основных компонент ДС, тогда как двойниковые компоненты формируются вследствие когерентного сопряжения с основными.

При решении задачи о наследовании упругого поля ДЦЗ волновым процессом (в реальных анизотропных средах) существенную роль играет учет квазипродольности ℓ -волн, реализуемый с помощью решения уравнения Кристоффеля.

Положения, выносимые на защиту:

1. Учет реального соотношения скоростей s- и ℓ -волн объясняет существование фрагментированной ДС в реальных тонкопластинчатых кристаллах мартенсита в сплавах Fe-Ni-C;

2. Число N_{bas} – количество основных компонент в ДС фрагмента существенно зависит от области локализации спонтанно активированной s- ℓ ячейки внутри фронта УВП;

3. УВП может наследовать тензор деформации упругого поля ДЦЗ, что подтверждено с помощью предложенного алгоритма наследования для случаев идентифицированных ранее ДЦЗ на примере титана и сплава Fe-31Ni.

4. ДЦЗ для мартенсита охлаждения, наблюдаемого после предшествующей пластической деформации, с нетипичными ориентировками габитусных плоскостей

вблизи $(233)_\gamma$ - $(3\ 10\ 10)_\gamma$, представляют собой относительно узкие прямоугольные петли с основными сегментами линий $[01-1]_\gamma$ и векторами Бюргерса $\mathbf{b} \parallel \langle -311 \rangle_\gamma$.

5. Превращение с ГП $\{233\}_\gamma$ и ОС Нишиямы естественно интерпретировать как следствие исходной быстрой деформации плоскостей $\{011\}_\gamma$, а в качестве критерия отбора использовать комбинированный фактор, равный произведению величин сдвига и относительного изменения объема.

Теоретическая и практическая значимость работы

Полученные результаты существенны для развития динамической теории не только реконструктивных, но и дисторсионных мартенситных превращений, расширяя возможности интерпретации наблюдаемых макроскопических морфологических признаков, включая и варианты обратимого протекания мартенситной реакции в сплавах с эффектом памяти формы. Можно ожидать, что развитые методики будут способствовать не только анализу наблюдаемых особенностей протекания превращений, включая реальные неоднородные структуры двойников превращения, но и инициированию программ новых экспериментальных исследований.

Достоверность результатов работы

Достоверность результатов исследования базируется на тщательном анализе литературных источников, использовании хорошо апробированной методики расчета упругих полей дефектов, ясности основных физических идей, логической последовательности работы и хорошем соответствии между полученными результатами и экспериментальными данными.

Личный вклад автора

При написании литературного обзора, детализации постановки задачи, выполнении расчетов упругих полей дефектов и их обсуждении автором внесен существенный вклад. В том числе значительный вклад автора связан с разработкой и программной реализацией алгоритма наследования управляющим волновым процессом тензора деформации упругого поля ДЦЗ.

Апробация работы

Материалы данной диссертации были продемонстрированы на Международной конференции «Актуальные проблемы физического металловедения металлов и сплавов» XXI Уральская школа металловедов – термистов (Магнитогорск 2012), Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» (11–15 ноября Екатеринбург 2013), Международной конференции «Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений» (Тамбов 2013), Международной конференции «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» XXII Уральской школе материаловедов – термистов (Орск 2014), Международной конференции «Сплавы с эффектом памяти формы: свойства, технологии, перспективы» (26 – 30 мая 2014 г. Витебск. Беларусь), VIII Международной конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов» (27-31 октября 2014, Черногоровка), Международной конференции «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» XXIII Уральская школа металловедов-термистов, посвященная 100-летию со дня рождения профессора А.А.Попова (2 – 6 февраля Тольятти 2016 г.), VIII Международной конференции «Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений» (27 июня –1 июля Тамбов 2016 года).

Публикации

Результаты работы представлены в 14 публикациях, включая 8 статей в рецензируемых научных журналах из рекомендованного списка ВАК РФ.

Структура диссертации

Диссертация состоит из введения, 4 глав, заключения, списка литературы. Она изложена на 111 страницах машинописного текста, включая 15 рисунков, 2 таблицы, два приложения и список литературы, содержащий 139 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность темы исследования, сформулирована цель диссертационной работы, описаны научная новизна, практическая ценность и

основные защищаемые положения. Приводится информация об апробации работы, достоверности полученных результатов, личном вкладе автора и структуре диссертации.

В **первой главе** приводится информация, важная для постановки задач исследования. А именно: освещаются характерные особенности морфологии и кинетики, как для реконструктивных, так и для дисторсионных спонтанных мартенситных превращений (на примере превращений в сплавах на основе железа [1] и никелида титана [2]); раскрывается суть концепций гетерогенного зарождения и волнового роста кристаллов мартенсита; достаточно подробно освещается динамическая теория формирования регулярной структуры двойников превращения [3]; приводится перечень задач, решаемых в работе.

Во **второй главе** рассматривается модуляция соотношения компонент двойников превращения в тонкопластинчатых мартенситных кристаллах, обусловленная реальным соотношением скоростей волн в составе управляющего волнового процесса. В качестве базового используется представление о формировании ДС как результата согласованного действия относительно длинноволновых (ℓ -волны) и относительно коротковолновых (s -волны) смещений в ходе распространения УВП. Выполненный ранее анализ [3] показал, что формирование регулярной ДС (на примере γ - α МП в сплавах железа) возможно при выполнении ряда условий, включая оптимальное соответствие фаз колебаний в начальном возбужденном состоянии и соотношение для скоростей распространения волн:

$$v_s = v'_{2\ell}(\psi) \cos(\psi), \quad (1)$$

где обозначение $v'_{2\ell}(\psi)$ соответствует проекции скорости $\vec{v}_{2\ell}$ квазипродольного волнового пучка (несущего деформацию сжатия) на плоскость $(001)_\gamma$, а v_s – скорость продольных s -волн в направлении оси симметрии 4 порядка $\langle 100 \rangle_\gamma$.

В п.2.1 отмечается, что для формирования регулярной ДС достаточно (в идеальном случае) единственной спонтанно возникающей s -ячейки, порождающей s -волны. Однако образование реальных ДС требует учета возможных отклонений от идеальных условий. Значимые для формирования ДС факторы удобно разделить на детерминированные и стохастические. К числу первых, прежде всего, относится отклонение соотношения скоростей s - и ℓ -волн от (1), так как (1) зависит от значений упругих модулей исследуемого металла или сплава и симметрии решетки, задающей закон дисперсии для упругих волн (учет дисперсии существен, в основном для s -волн). К ним можно отнести и затухание s -волн, связывая его с определенными процессами рассеяния. Ко второй группе факторов, несомненно относятся разности фаз s - и ℓ -колебаний в момент возникновения s -ячейки, а кроме того, ее поперечный размер и амплитуда колебаний, которые задают уровень коротковолновых деформаций. Поэтому построение полной динамической картины формирования реальной ДС – многофакторная задача. В данной работе, главным образом, исследуется влияние одного детерминированного фактора (отклонение от соотношения (1)), при допущении, что остальные факторы соответствуют идеальной постановке задачи (отсутствует затухание волн, фазы колебаний обеспечивают максимальный вклад в пороговую деформацию в начальный момент времени, а длины волн λ_s постоянны).

В п.2.2 приводятся и обсуждаются примеры реальных ДС (см., например, рис.1), явно демонстрирующие неоднородность ДС при сохранении лишь тенденции к регулярности.

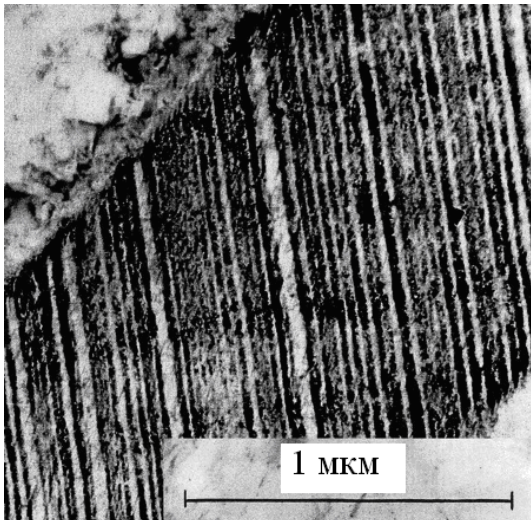


Рис. 1. Стандартная структура кристаллов мартенсита в стали 52X2H23: продвойникованный тонкопластинчатый кристалл [В.М.Счастливец, Ю.В. Калетина, Е.А. Фокина. Мартенситное превращение в магнитном поле / Екатеринбург: УрО РАН, 2007.–322 с.]

На рис.2 приведен еще один пример ДС при большем увеличении,

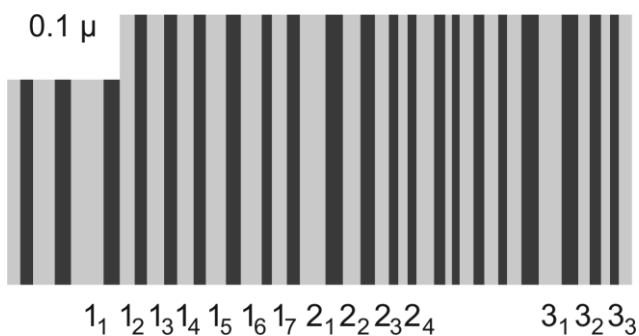


Рис. 2. Двойники превращения для сплава Fe-30Ni-0.39C [Maki T. and Wayman C.M. 1976г.], нумерация трех серий кристалликов основной компоненты ДС нанесена нами

причем плоскость рисунка перпендикулярна границе между двойниковыми компонентами. В выделенных и пронумерованных нами совокупностях основных компонент ДС (предположительно светлая компонента) проявляется, по крайней мере, одна закономерность – первая из компонент серии имеет наибольшую ширину. Нами же увеличена и контрастность рисунка.

В п. 2.3. проводится аналитическая аппроксимация закона дисперсии s-волн и оценка разности скоростей ℓ - и s-волн на примере сплава Fe-30%Ni. Показано, что монотонное нарастание энергии продольных фононов ε_k , вплоть до достижения максимального значения $(\varepsilon_k)_{\max}$ в точке X (X - центральная точка квадратной грани первой зоны Бриллюэна) при волновом числе $k=k_{\max}=2\pi/a$ (a – параметр решетки), в безразмерных переменных $y=\varepsilon_k/(\varepsilon_k)_{\max}$ и $x=k/k_{\max}$ хорошо описывается кривой

$$1-y=(1-x)^p, \quad p \approx 1.733. \quad (2)$$

Использование значений упругих модулей для сплава Fe-30Ni, позволяет выяснить, что имеет место неравенство $v_s < v'_\ell \cos \psi$, а в качестве реальной величины разности между скоростями, которая ведет к модуляции ДС, можно принять значение

$$\Delta v = v'_\ell \cos \psi - v_s \approx 0.11 v_s, \quad (3)$$

используемое далее в качестве меры отклонения от соотношения (1).

В п.2.4 рассмотрены пороговые условия деформации и качественная картина формирования модулированной ДС. Пороговое условие для деформации сжатия ε_2 имеет вид:

$$|\varepsilon_2| = |\varepsilon_{[100]}| = |\varepsilon_{2\ell}(d_s/2)| + |\varepsilon_{2s}(d_s/2)| \geq |\varepsilon_{2th}|. \quad (4)$$

В (4) учтено, что главная ось сжатия тензора бейновской деформации коллинеарна $[100]_y$, $\varepsilon_{2\ell,s}(d_s/2)$ - вклады в деформацию от ℓ - и s –волн на границе s-ячейки с поперечным размером $d_s < \lambda_s/2$, а ε_{2th} – ее пороговое значение. Учитывая, что пороговые деформации вблизи температуры M_s начала МП малы, при анализе используется гармоническое приближение для описания волновых деформаций. При выборе начала координат в центре квадратной s-ячейки деформация у границы ячейки на момент времени t имеет вид:

$$|\varepsilon_{2s}(t, d_s/2)| = |\varepsilon_{2s}|_{\max} \cos(\omega_s t - k_s d_s/2), \quad \omega_s = v_s k_s, \quad k_s d_s/2 = \pi d_s/\lambda_s. \quad (5)$$

Начальная фаза в (5) выбрана так, чтобы при $t=0$ максимальной деформации $|\varepsilon_{2s}|_{\max}$ отвечал центр ячейки. Подобно (5) задается и деформация сжатия в ℓ -волне

$$|\varepsilon_{2\ell}(t, d_s/2)| = |\varepsilon_{2\ell}|_{\max} \cos(\omega_\ell t - k_\ell d_s/2), \quad \omega_\ell = v_\ell k_\ell, \quad k_\ell d_s/2 = \pi d_s/\lambda_\ell. \quad (6)$$

Из (5) ясно, что снижение размера d_s происходит с увеличением $|\varepsilon_{2s}(d_s/2)|$, следовательно, выполнение требования (4) на определенном интервале отклонений от критериев формирования регулярной ДС, становится возможным за счет снижения величины d_s .

В п.2.5 проводится оценка числа кристалликов N_{bas} основной компоненты ДС, порождаемых единственной спонтанно активированной ячейкой и вводится понятие фрагмента ДС, как области ДС, связанной с одной спонтанно активированной s -ячейкой (остальные s -ячейки в пределах фрагмента индуцируются суперпозицией s -волн). Наличие отклонения (3) от идеального соотношения скоростей (1) приводит, с учетом (4)-(6), как правило, к снижению ширины основной компоненты ДС (по сравнению с шириной первого кристаллика фрагмента, связанного со спонтанно возникающей s -ячейкой). В качестве критерия, задающего размер фрагмента, а значит и N_{bas} , используется условие равенства толщин основной и двойниковой компонент ДС. Величина N_{bas} варьируется в зависимости от области локализации порождающей фрагмент ДС s -ячейки внутри фронта суперпозиции ℓ -волн. Например, для значений $\Delta v \approx 0.11v_s$ допустимы значения N_{bas} из интервала $1 \leq N_{bas} \leq 50$.

Третья глава посвящена вопросу возможности наследования управляющим волновым процессом тензора деформации упругого поля дислокационного центра зарождения в области локализации начального возбужденного состояния.

В п.3.1 напоминаются определения нормалей N к габитусным плоскостям. На основе данных о поле упругой деформации ДЦЗ в области локализации начального возбужденного состояния N определяется в виде

$$N$$

где ξ_i ($i=1, 2, 3$) ортогональные собственные векторы тензора деформации $\hat{\varepsilon}$ упругого поля ДЦЗ, причем для собственных значений ε_i будут выполняться условия $\varepsilon_1 > 0$ (растяжение), $\varepsilon_2 < 0$ (сжатие) и $\varepsilon_3 \approx 0$.

Нормали N_w к плоскости габитуса, которые связаны с распространением УВП, описываются равенством:

$$\xi_1 \cdot \xi_2 \cdot \xi_3 = 1$$

$$k$$

$$N_{w1,2} \| \mathbf{n}_2 \pm \mathbf{n}_1 \mathfrak{a}, \mathfrak{a} = v_2/v_1, | \mathbf{n}_{1,2} | = 1, \quad (8)$$

где v_1 и v_2 – абсолютные значения скоростей распространения волн в \mathbf{n}_1 и \mathbf{n}_2 направлениях. Причем в зоне наложения квазипродольных волновых пучков с ортогональными волновыми нормалью \mathbf{n}_1 и \mathbf{n}_2 происходит плоская деформация растяжения ($\varepsilon_{1w} > 0$) и сжатия ($\varepsilon_{2w} < 0$). Кинематическому описанию ориентации габитуса (8) отвечает динамическое описание, которое аналогично по сути (7), и в таком случае имеет место коллинеарность нормалей:

$$N_{w1,2} \| N_{d1,2}, \quad (9)$$

где $N_{d1,2}$ соответствует (7) при заменах $\xi_i \rightarrow \xi_{wi}$, $\varepsilon_i \rightarrow \varepsilon_{wi}$, $k \rightarrow k_w$, а ξ_{wi} и ε_{wi} собственные векторы и собственные значения тензора деформации $\hat{\varepsilon}_w$, сопоставляемого УВП.

Наследование типа деформации в области локализации НВС в приближении продольных волн обеспечивается выполнением условий:

$$\xi_{1,2} = \xi_{w1,2} = \mathbf{n}_{1,2}, \quad \mathfrak{a} = k = k_w \approx [\varepsilon_{1w}/|\varepsilon_{2w}|]^{1/2}, \quad (10)$$

где учтена малость пороговых деформаций.

В п.3.2 основное внимание уделяется введению, следуя [103], тензора деформации $\hat{\varepsilon}_w$, который сопоставляется УВП, в случае, когда $\mathbf{n}_{1,2}$ и $\xi_{w1,2}$ относятся к плоскости симметрии $\{110\}$ кубической решетки. Причем $\xi_3 \parallel \mathbf{n}_3$, а между параметрами \mathfrak{a} , k_w , ψ устанавливается связь:

$$k_w = (\mathfrak{a} + \operatorname{tg} \psi) / (1 - \mathfrak{a} \operatorname{tg} \psi), \quad (11)$$

явным образом обобщающая простейший вариант $k_w = \mathfrak{a}$.

В п.3.3 вначале устанавливается связь между отношениями деформаций k и скоростей управляющих волн \mathfrak{a} в наиболее общем случае непараллельных векторов ξ_i и \mathbf{n}_i . Показано, что требование коллинеарности нормалей к габитусным плоскостям

удовлетворяется в общем случае, если

$$\mathfrak{a} = |(\xi_3, \mathbf{n}_2) / (\xi_3, \mathbf{n}_1)|, \quad k = |(\mathbf{n}_3, \xi_2) / (\mathbf{n}_3, \xi_1)|, \quad (13)$$

N

|

N

d

$$\alpha = |(\xi_3, \mathbf{n}_2) (\mathbf{n}_3, \xi_1) / (\xi_3, \mathbf{n}_1) (\mathbf{n}_3, \xi_2)| k, \quad (14)$$

где символ $(,)$ означает скалярное произведение. Далее излагается алгоритм проверки возможности наследования тензора деформации упругого поля ДЦЗ управляющим волновым процессом, позволяющий, по сути, на основе данных об упругом поле в области локализации НВС, установить характеристики УВП, тензор деформации $\hat{\varepsilon}_w$ которого аналогичен тензору деформации упругого поля ДЦЗ в области старта роста мартенситного кристалла.

В п. 3.4. наследование упругого поля ДЦЗ управляющим волновым процессом рассматривается для случая В2-В19 МП в сплаве TiNiCu на примере ДЦЗ в виде прямоугольной петли с размерами (за единицу измерения принимается параметр решетки a) $L_1 = 7 \cdot 10^3$ (по направлению основных сегментов $A_1 \parallel [1\bar{1}0]_c$) и $L_2 = 10^4$ (вдоль $A_2 \parallel [110]_c$). Фиксация цилиндрической системы отсчета в пространстве по отношению к прямоугольной дислокационной петле, ориентации сторон которой задаются единичными векторами τ_1 и τ_2 , показана на рис. 3.

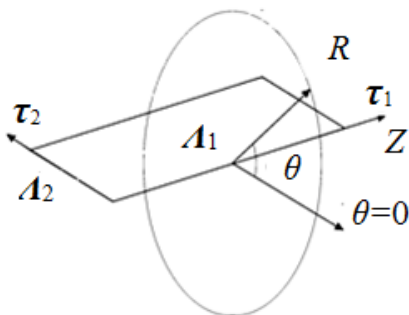


Рис.3. Цилиндрическая система координат, используемая для расчетов упругих полей дислокационных петель

На рис.4 представлены угловые зависимости характеристик упругого поля ДЦЗ с вектором Бюргерса $\mathbf{b} \parallel [100]_c$, имеющего смешанную ориентацию относительно основного сегмента $[1\bar{1}0]_c$, при $R=2000$ (в единицах параметра решетки a), рассчитанные для упругих модулей (в единицах ГПа): $C' = 0.013$, $C_L = 0.186$, $C_{44} = 0.034$.

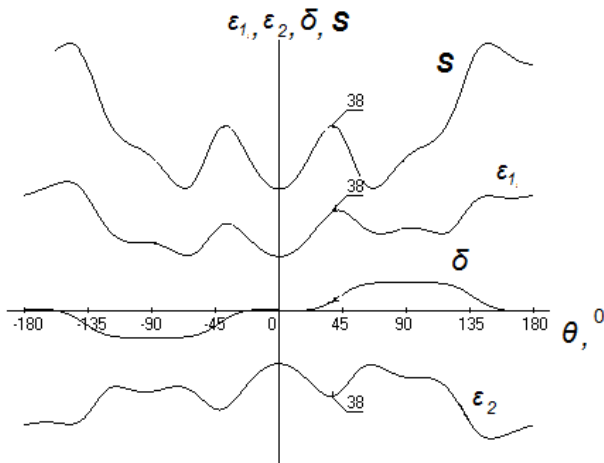


Рис.4. Угловые зависимости модуля сдвига S , собственных чисел $\varepsilon_{1,2}$ тензора деформаций и относительного изменения объема δ упругого поля дислокационной петли при $R = 1500$.

Цифрами указаны значения угловой переменной θ (заданные в градусах). Собственные числа ε_3 тензора деформации поля ДЦЗ малы, поэтому $\varepsilon_3(\theta)$ не приводится. Так как в анализе важны только угловые локализации экстремумов $\varepsilon_{1,2}$ (а также векторы $\xi_{1,2}$), абсолютные значения $\varepsilon_{1,2}$ не приводятся, масштабирование изображения выбирается удобным для восприятия. Отмеченному на рис. 4 максимуму модуля сдвига S при $\theta_1 \approx 38^\circ$ (а также экстремумам $\varepsilon_{1,2}$) соответствует ориентация нормали $N_d \parallel \xi_2 + \xi_1 k$, близкая к $[334]_c$, при ориентациях ξ_1 и ξ_2 , заметно отклоняющихся, от осей симметрии:

$$\begin{aligned}
 N_d(\theta_1) &\parallel [0.511653 \ 0.511927 \ 0.690030]_c, \quad k_d(\theta_1) \approx 1.0676915 \\
 \xi_{1d}^{(\theta_1)} &= [-0.825991 \ -0.563009 \ -0.0275563]_c, \\
 \xi_{2d}^{(\theta_1)} &= [0.133412 \ -0.147764 \ -0.979983]_c, \\
 \xi_{3d}^{(\theta_1)} &= [0.547667 \ -0.813134 \ 0.197164]_c.
 \end{aligned} \tag{15}$$

Далее показано, что наследованию тензора деформации поля ДЦЗ с характеристиками (15) соответствует УВП с ориентацией габитуса и волновых нормалей вида:

$$\begin{aligned}
 N_w &\parallel [0.511653 \ 0.5119270 \ 0.690030]_c, \quad \varkappa \approx 0.9582, \\
 n_1 &= [-0.826446 \ -0.563262 \ 0.005052]_c, \\
 n_2 &= [0.103480 \ -0.160781 \ -0.981561]_c,
 \end{aligned} \tag{16}$$

$$n_3 = [0.553423 \ -0.810685 \ 0.191079]_c,$$

причем первое из соотношений (16) выполняется при совпадении трех значащих цифр (и близости четвертых цифр) для $\alpha \approx 0.9582$. Хотя α заметно отклоняется от $k_d(\theta_1)$, условие (14) выполняется.

В п. 3.5 наследование упругого поля ДЦЗ управляющим волновым процессом рассматривается аналогичным (см. п. 3.4) образом для случая γ - α МП в железоникелевом сплаве. Показано, что для ДЦЗ, сопоставляемых с формированием габитусов близких к $\{3\ 10\ 15\}_\gamma$, характеристики упругого поля ДЦЗ достаточно близки с характеристиками УВП, в частности, близки $k \approx 0.936$ и $\alpha \approx 0.957$.

Четвертая глава посвящена идентификации ДЦЗ кристаллов с габитусами типа $(hh\ell)$ при нетипичном соотношении индексов Миллера $h > \ell$ и уточнению правил морфологического перехода от кристаллов с габитусами $\{557\}_\gamma$ к $\{225\}_\gamma$.

В п.4.1 уточняются объекты и направления исследований: идентификация ДЦЗ для кристаллов с габитусами $(233)_\gamma$; дополнительный вариант реализации габитусов, близких $(774)_\gamma$, для кристаллов бейнитного феррита; анализ причин морфологического перехода от кристаллов с габитусами $\{557\}_\gamma$ к кристаллам с габитусами $\{225\}_\gamma$.

В п.4.2 устанавливаются дислокационные центры, инициирующие формирование кристаллов мартенсита охлаждения с габитусами $\{233\}_\gamma$ и $\{31010\}_\gamma$. Показано, что в роли ДЦЗ выступают дислокационные петли, основные сегменты которых коллинеарны направлению $\Lambda_1 \parallel [1\ \bar{1}\ 0]_\gamma$, а векторы Бюргерса имеют краевую по отношению к Λ_1 ориентацию. Особенностью является относительная «узость» петель, проявляющаяся в значимости вкладов упругих полей обоих основных сегментов петли в области НВС. Кроме того, отбор области локализации НВС согласуется с мультиплицированным критерием, учитывающим совместную роль факторов сдвига и относительного изменения объема.

В п.4.3 рассматривается один из сценариев формирования дополнительной компоненты бейнитного феррита с габитусом, близким $(774)_\gamma$. Показано, что такой габитус соответствует ориентации инвариантной плоскости упругого поля кристона носителя сдвига по плоскости $(558)_\gamma$ в направлении $[44-5]_\gamma$. Модель кристона в виде набора призматических петель приведена на рис.5.

Упругие поля подобного кристона обсуждались ранее (см. ссылку в подрисуночной подписи к рис.5).

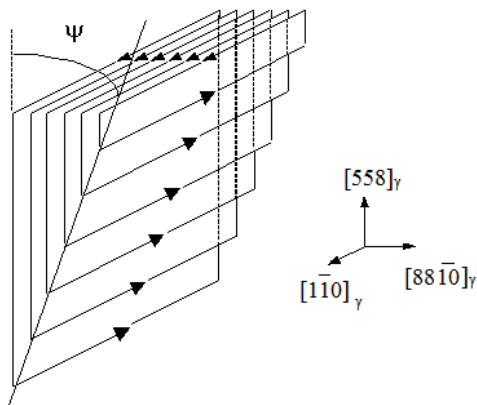


Рис.5. Дислокационная модель кристона-носителя простого сдвига. [М.П. Кащенко, К.Н. Джемилев, В.Г. Чашина // Наука и образование. МГТУ им. Н.Э. Баумана [Электронный ресурс]. – 2013. – №1. – Режим доступа к журналу: <http://technomag.edu.ru/en/doc/529309.html>. – DOI: 10.7463/0113.0529309].

В п.4.4 приводится интерпретация с позиций динамической теории морфологического перехода от габитусов $\{557\}_\gamma$ к $\{225\}_\gamma$ при ГЦК-ОЦТ мартенситном превращении. Известно что, при объяснении смены габитусов существенны: рост значений отношения скоростей управляющих волн α при увеличении концентрации углерода и величина относительного изменения объема δ , роль которой для ярко выраженного перехода первого рода возрастает. В результате области с $\delta \approx \delta_{\max} > 0$ будут иметь преимущество в качестве центров зарождения мартенсита по отношению к областям с $\delta \approx 0$, что и выявляется при высокоскоростной закалке. Впервые эти выводы подтверждены расчетами упругого поля ДЦЗ с модельным набором упругих модулей, ведущим к значениям α , превышающим критическую величину для морфологического перехода. Отмечена также необходимость учета отклонения от осей симметрии нормалей волн, требующая перехода к соотношению (11).

В **заключении** приведен ряд общих замечаний важнейшие результаты, отраженные в заключительных частях (2.6, 3.6, 4.5) оригинальных глав диссертации:

1. Показано, что отличие в разности скоростей s - и ℓ -волн, характеризующее отклонение от условия формирования регулярной двойниковой структуры, является существенным и приводит к выводу о фрагментировании ДС. Причем каждый фрагмент ДС связывается со своей спонтанно активируемой s - ℓ ячейкой.

2. Показано, что, в зависимости от локализации спонтанно активируемой s - ℓ ячейки в области фронта управляющего волнового процесса, размеры фрагментов ДС, задаваемые числом N_{bas} основных компонент в ДС фрагмента, могут изменяться в широких пределах (N_{bas} определяется условием равенства ширин основной и двойниковой компонент ДС).

3. На основе требований совпадения тензоров деформации, сопоставляемых упругому полю центра зарождения в области локализации возбужденного состояния и управляющему волновому процессу, соответственно, предложен и успешно реализован (на примере мартенситных превращений в титане и сплаве Fe-31Ni) алгоритм отыскания УВП, наследующего тензор деформации упругого поля ДЦЗ.

4. Для мартенсита охлаждения, наблюдаемого после предшествующей пластической деформации, габитусные плоскости $\{233\}_\gamma$, проинтерпретированы как следствие образования ДЦЗ в форме прямоугольных петель с основными сегментами линий $[01\bar{1}]_\gamma$ и векторами Бюргерса $b \parallel \langle \bar{3}11 \rangle_\gamma$. Существенной является сравнительная узость петель и использование комбинированного фактора отбора ДЦЗ, учитывающего одновременно тенденции к экстремальности значений относительного изменения объема и сдвига.

5. Механизм образования кристаллов мартенсита охлаждения с габитусами $(233)_\gamma$, возникающими после предварительной интенсивной пластической деформации аустенита, связывается с наиболее быстрой трансформацией плоскостей $\{110\}_\gamma$ аустенита, ведущей к материальным ориентационным соотношениям, близким к соотношениям Нишиямы.

СПИСОК ЦИТИРУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Курдюмов Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин. – М.: Наука, 1977. – 240 с.

2. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч.1. Структура, фазовые превращения и свойства / под ред. В.Г. Пушина. – Екатеринбург: Уро РАН, 2006. – 438 с.

3. Кащенко, М.П. Динамическая модель формирования двойникованных мартенситных кристаллов при γ - α превращении в сплавах железа. / М.П. Кащенко, Чащина В.Г. – Екатеринбург: Урал. гос. лесотехн. ун – т., 2009. – 98 с.

СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ

Статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах, определенных ВАК РФ:

1. Латыпов И.Ф. Формирование дополнительной речной компоненты бейнитного феррита / М.П. Кащенко, К.Н. Джемилев, И.Ф. Латыпов, В.Г. Чащина // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. – 2013. . – Т. 18. – № 4-2. – С. 1605–1606. (0,2 п.л. / 0,08 п.л.)

2. Латыпов И.Ф. Интерпретация с позиций динамической теории морфологического перехода от габитусов {557} к {225} при ГЦК-ОЦТ мартенситном превращении / М.П. Кащенко, И.Ф. Латыпов, А.В. Нефедов, А.Г. Семеновых, В.Г. Чащина // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2014. – Т. 11. №1. – С. 110–113 (0,38 п.л. / 0,114 п.л.)

3. Латыпов И.Ф. Правила отбора дислокационных центров зарождения мартенсита в динамической теории реконструктивных мартенситных превращений / М.П. Кащенко, И.Ф. Латыпов, А.В. Нефедов, А.Г. Семеновых, В.Г. Чащина // Письма о материалах. – 2014. – Т. 4, № 1. – С. 15–17. (0,3 п.л. / 0,09 п.л.)

4. Латыпов И.Ф. Наследование упругого поля дислокационного центра зарождения управляющим волновым процессом / М.П. Кащенко, И.Ф. Латыпов, В.Г. Чащина // Известия вузов. Физика. – 2015. – Т. 58, № 1. – С. 72–76. (0,4 п.л. / 0,2 п.л.)

5. Латыпов И.Ф. Дислокационные центры, инициирующие формирование кристаллов мартенсита охлаждения с габитусами $\{233\}$ и $\{31010\}$ / М.П. Кащенко, **И.Ф. Латыпов**, А.Ф. Рыбалко, Н.М. Рыбалко, В.Г. Чащина // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2016. – Т. 13. – №3. – с. 110 – 113. (0,5 п.л. / 0,2 п.л.)

6. Латыпов И.Ф. Влияние соотношения скоростей волн, управляющих формированием тонкопластинчатого двойникового мартенсита, на модуляцию двойниковой структуры процесса / М.П. Кащенко, **И.Ф. Латыпов**, В.Г. Чащина // *Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки*. – 2016. – Т. 21, № 3 – С. 1046–1050. (0,5 п.л. / 0,25 п.л.)

7. Латыпов И.Ф. Наследование тензора деформации управляющим волновым процессом в области зарождения мартенсита на примере Fe-Ni сплавов / М.П. Кащенко, **И.Ф. Латыпов**, В.Г. Чащина // *Известия вузов. Физика*. – 2016. – Т. 59, № 5. – С. 128–129. (0,17 п.л. / 0,07 п.л.)

8. Kashchenko M.P. Correlation of velocities of the waves controlling the thin-plate α -martensite formation and the modulation of the transformation twin structure / M.P. Kashchenko, I.F. Latypov, V.G. Chashchina // *Letters on materials*. – 2017. – № 7(2) – P. 146–150. (0,5 п.л. / 0,25 п.л.) (Scopus)

Другие публикации:

9. Латыпов И.Ф. Вероятностные дислокационные центры зарождения кристаллов α – мартенсита охлаждения с габитусами $\{233\}_\gamma$ после предварительной пластической деформации / М.П. Кащенко, **И.Ф. Латыпов**, В.Г. Чащина // *Международная конференция «Актуальные проблемы физического металловедения металлов и сплавов»XXI Уральская школа металловедов – термистов. Тезисы докладов*. – Магнитогорск, 2012. – С. 106 (0,1 п.л. / 0,04 п.л.)

10. Латыпов И.Ф. Аналитическая аппроксимация законов дисперсии фононов вдоль осей $\langle 001 \rangle_\gamma$ ГЦК решетки / М.П. Кащенко, **И.Ф. Латыпов**, В.Г. Чащина // *Тезисы докладов 54 Международной конференции «Актуальные проблемы*

прочности». 11–15 ноября 2013 года. – Екатеринбург, 2013. – ИФМ УрО РАН. – С. 12–13. (0,2 п.л. / 0,08 п.л.)

11. Латыпов И.Ф. Возможность реализации условия формирования регулярной структуры двойников превращения в динамической теории мартенситных превращений / М.П. Кащенко, **И.Ф. Латыпов**, В.Г. Чащина // Доклады международной конференции «Сплавы с эффектом памяти формы: свойства, технологии, перспективы». 26 – 30 мая 2014 г. Витебск. – Беларусь: ОУ «ВГТУ», 2014. – С. 206 (0,1 п.л. / 0,05 п.л.)

12. Латыпов И.Ф. Модуляция соотношения компонент двойников превращения, обусловленная реальным соотношением скоростей волн в составе управляющего волнового процесса / М.П. Кащенко, **И.Ф. Латыпов**, В.Г. Чащина // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов, Тольятти, 2 - 6 февраля 2016 г. Тольятти, 2016. – С. 270 (0,1 п.л. / 0,04 п.л.)

13. Латыпов И.Ф. Возможности наследования волновым механизмом управления ростом кристалла мартенсита характеристик упругого дислокационного центра зарождения / М.П. Кащенко, **И.Ф. Латыпов**, В.Г. Чащина // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов: материалы XXII Уральской школы материаловедов – термистов. – Орск: ОГУ, 2014. – С. 245 (0,1 п.л. / 0,05 п.л.)

14. Латыпов И.Ф. Динамика наследования мартенситными кристаллами характеристик упругого поля в областях зарождения / М.П. Кащенко, **И.Ф. Латыпов**, В.Г. Чащина // Фазовые превращения и прочность кристаллов: сб. тезисов VIII Международной конференции (27-31 октября 2014, Черноголовка), – Черноголовка, 2014. – С. 226 (0,1 п.л. / 0,03 п.л.)