

**Всероссийская конференция**

**Дефекты структуры и  
прочность кристаллов**

**посвящается 100-летию со дня  
рождения академика Г.В.Курдюмова**

**организована на базе**

**XXXIX семинара**  
**«Актуальные проблемы прочности»**  
**и**  
**X Московского семинара**  
**«Физика деформации и разрушения**  
**твердых тел»**

**4-7 июня 2002 года**  
**Черноголовка, пансионат “Дружба”**

**Всероссийская конференция  
«Дефекты структуры и прочность  
кристаллов»**



**посвящена 100-летию со дня рождения  
академика Г.В.Курдюмова**

**организована на базе XXXIX семинара  
«Актуальные проблемы прочности» и  
X Московского семинара  
«Физика деформации и разрушения твердых  
тел»**

**4-7 июня 2002 года  
Черноголовка, пансионат «Дружба»**

## **Организаторы конференции**

Межгосударственный координационный совет по  
физике прочности и пластичности материалов

Научный Совет РАН по физике  
конденсированного состояния

Секция «Физика металлов и сплавов» Научного  
совета РАН

Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе  
РАН

Санкт-Петербургский государственный  
университет

Институт физики твердого тела РАН

Институт металлофизики и функциональных  
материалов им. Г.В.Курдюмова

ГНЦ РФ ЦНИИЧЕРМЕТ им.И.П.Бардина

## **Спонсоры конференции**

Российский Фонд Фундаментальных  
Исследований (проект 02-02-26032)

ООО «СОНГ», Черноголовка

## Организационный комитет

Председатель Осипьян Ю.А., акад. РАН (Черноголовка)  
Сопредседатель Бетехтин В.И., д.ф-м.н., проф. (СПб)

Заместители Глезер А.М., д.ф-м.н., проф. (Москва)  
председателя Страумал Б.Б., д.ф-м.н., (Черноголовка)

Ученые Каменцева З.П. (Санкт-Петербург)  
секретари Черняева Е.В. (Санкт-Петербург)

Андриевский Р.А. - д.ф-м.н., проф. (Черноголовка)  
Бречко Т. - д.ф-м.н., проф. (Ольштын, Польша)  
Головин Ю.И. - д.ф-м.н., проф. (Тамбов)  
Даль Ю.М. - д.ф-м.н., проф. (Санкт-Петербург)  
Карпов М.И. - д.ф-м.н., проф. (Черноголовка)  
Кведер В.В. - д.ф-м.н., проф. (Черноголовка)  
Клубович В.В. - акад.НАНБ (Витебск, Беларусь)  
Козлов Э.В. - д.ф-м.н., проф. (Томск)  
Куксенко В.С. - д.ф-м.н., проф. (Санкт-Петербург)  
Малинин В.Г. - д.ф-м.н., проф. (В.Новгород)  
Мильман Ю.В. - чл-корр НАНУ (Киев, Украина)  
Морозов Е.М. - чл-корр РАН (Москва)  
Морозов Н.Ф. - акад. РАН (С-Петербург)  
Мышляев М.М. - д.ф-м.н., проф. (Москва)  
Неклюдов И.М. - чл-корр НАНУ (Харьков, Украина)  
Никаноров С.П. - д.ф-м.н., проф. (Санкт-Петербург)  
Никитенко В.И. - д.ф-м.н., проф. (Черноголовка)  
Панин В.Е. - акад. РАН (Томск)  
Регель В.Р. - д.ф-м.н., проф. (Москва)  
Рыбин В.В. - д.ф-м.н., проф. (Санкт-Петербург)  
Слуцкер А.И. - д.ф-м.н., проф. (Санкт-Петербург)  
Смирнов Б.И. - д.ф-м.н., проф. (Санкт-Петербург)  
Счастливец В.М. - чл-корр.РАН (Екатеринбург)  
Фирстов С.А. - чл-корр. НАНУ (Киев, Украина)  
Хусаинов М.А. - д.ф-м.н., проф. (В.Новгород)

## **Програмный комитет**

Председатель - Альшиц В.И. - д.ф-м.н., проф. (Москва)  
Зам.председателя - Добаткин С.В. - д.ф-м.н., проф. (Москва)

Алехин В.П. - д.ф-м.н., проф. (Москва)  
Волков А.Е. - к.ф-м.н. (Санкт-Петербург)  
Гринберг Б.А. - д.ф-м.н., проф. (Екатеринбург)  
Громов В.Е. - д.ф-м.н., проф. (Новокузнецк)  
Закревский В.А. - д.ф-м.н., проф. (Санкт-Петербург)  
Клявин О.В. - д.ф-м.н., проф. (Санкт-Петербург)  
Колобов Ю.Р. - д.ф-м.н., проф. (Томск)  
Конева Н.А. - д.ф-м.н., проф. (Томск)  
Курдюмов В.Г. - д.ф-м.н., проф. (Москва)  
Наймарк О.Б. - д.ф-м.н., проф. (Пермь)  
Осташев В.В. - д.ф-м.н. (Псков)  
Рубаник В.В. - к.ф-м.н. (Витебск, Беларусь)  
Слезов В.В. - чл-корр.НАНУ (Харьков, Украина)  
Старостенков М.Д. - д.ф-м.н., проф. (Барнаул)  
Тяпунина Н.А. - д.ф-м.н., проф. (Москва)  
Штремель М.А. - д.ф-м.н., проф. (Москва)  
Федоров В.А. - д.ф-м.н., проф. (Тамбов)

## **Локальный оргкомитет**

Сопредседатели Глезер А.М.  
Страумал Б.Б.

Костина О.А.  
Лазарева Н.Ф.  
Поляков С.А.  
Протасова С.Г.  
Сурсаева В.Г.  
Хрущева А.С.  
Шалимова А.В.

## Оглавление

Стр.	
1.	Осипьян Ю.А. Фуллерены: от открытия до практического применения
2.	Гагауз В.П., Громов В.Е., Целлермаер В.Я., Попова Н.А., Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. Фрактографический анализ поверхности разрушения толстых сварных швов
3.	Будовских Е.А., Мартусевич Е.В., Громов В.Е. Особенности структуры и свойств поверхностных слоев титана после электровзрывного борирования и науглероживания.
4.	Яковлева И.Л., Карькина Л.Е., Хлебникова Ю.В., Счастливец В.М. Особенности строения межфазной границы феррит/цементит и анализ дислокационной структуры феррита при отжиге пластинчатого перлита углеродистой стали
5.	Хлебникова Ю.В., Яковлева И.Л., Мирзаев Д.А., Солодова И.Л., Окишев К.Ю. Кристаллогеометрические особенности мартенсита в низкоуглеродистых сплавах железо-никель
6.	Счастливец В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. Влияние обработки в магнитном поле на морфологию кристаллов мартенсита в сплавах с атермической кинетикой превращения
7.	Геров В.В., Колмаков А.Г., Терентьев В.Ф. Мультифрактальная параметризация топографической структуры поверхности и ее связь с прочностью стали ЗИ89
8.	Веттегрень В.И., Башкарев А.Я., Светлов В.Н., Морозов Г.И. Иерархия нано- и микродефектов на поверхности нагруженных металлов
9.	Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Чиванов А.В., Поликарпов В.М., Попов В.Ф. Стимулирование залечивания микротрещин в ионных кристаллах воздействием малых доз рентгеновского излучения
10.	Федоров В.А., Карьев Л.Г., Глушков А.Н. К вопросу деформации и растрескивания ионных кристаллов при микроиндентировании
11.	Федоров В.А., Карьев Л.Г., Мексичев О.А. Поведение поверхности ионных кристаллов в условиях воздействия нагрева и электрического поля
12.	Лепов В.В., Алымов В.Т., Ларионов В.П. Стохастическое моделирование разрушения дефектной среды: иерархия предельных состояний
13.	Архангельская Е.А., Лепов В.В., Ларионов В.П. Роль дефектов в развитии замедленного разрушения повреждаемой среды под действием водорода
14.	Лунарска Э., Рюмшина Т.А., Черняева О. Влияние концентрационных напряжений на транспорт водорода в Al

15. Коновалова Е. В., Перевалова О. Б., Конева Н. А., Козлов Э.В.  
Роль границ общего и специального типов на пределе текучести и соотношение Холла-Петча
16. Семенова О.В., Морозов О.А  
Исследование эволюции распределения неоднородных деформаций на поверхности материалов
17. Чувильдеев В.Н.  
Неравновесные границы зерен в металлах и сплавах. Теория и приложения
18. Колобов Ю.Р., Иванов М.Б.  
Зернограничная диффузия примесей и ползучесть поликристаллических и наноструктурных материалов
19. Васильев Л. С.  
Кинетические особенности роста пористости и микротрещин в отсутствие вакансионного пересыщения
20. Чикова Т.С.  
Влияние структуры двойниковых границ на их подвижность
21. Дроздов А.Ю., Баранов М.А., Баянкин В.Я.  
Влияние ионной имплантации на динамику микротрещины в титане.  
Компьютерный эксперимент
22. Курдюмов А.В., Бритун В.Ф.  
Роль дефектов упаковки в процессе мартенситного превращения слоистых структур в алмазоподобные при ударном сжатии
23. Барон А.А., Бахрачёва Ю.С.  
Учёт влияния зернограничных эффектов при оценке трещиностойкости по критерию Гриффитса-Орована
24. Литвинов М.Ю., Литвинов Ю.М., Хуснетдинов И.А., Цыплёнков И.Н., Яковлев С.П.  
Прогнозирование глубины приповерхностных повреждений, возникающих в хрупких полупроводниковых материалах при их обработке свободным абразивом
25. Фишгойт А.В.  
Механизмы и кинетика роста усталостных трещин
26. Котречко С.А., Попович В.А.  
Влияние особенностей низкотемпературной пластической деформации на напряженно-деформированное состояние в вершине макротрещины
27. Сарычев В.Д., Коновалов С.В., Громов В.Е., Ефимова И.Е.  
Модель прохождения ультразвука в среде с усталостными дефектами
28. Кисель В.П.  
Движение дислокаций со ступеньками в электромагнитном поле
29. Кисель В.П.  
Решающая роль микропластичности при фазовых переходах
30. Карпинский Д.Н., Санников С.В.  
Эволюция пластической деформации и миграция точечных дефектов у вершины трещины в электропроводящем кристалле

31. Романов А.Е.  
Моделирование снижения плотности ростовых дислокаций в растущих пленках
32. Иванов М.А., Гринберг Б.А.  
Описание поведения дислокационной популяции с учетом размножения дислокаций и их превращений.
33. Емалетдинов А.К.  
Термоактивация процессов переноса в полосах скольжения
34. Ашмарин Г.М., Наими Е.К, Капуткин Д.Е.  
Влияние переменного магнитного поля на затухание ультразвука в магнитомягком сплаве Fe-Si-Al
35. Наими Е.К  
Спин-зависимая дислокационная релаксация в щелочногалогенидных кристаллах
36. Гашевский В. А.  
Упругие колебания в материале с дислокациями
37. Бречко Т. М.  
Упругие поля дефектов кристаллических и нанокристаллических структур
38. Алалыкин А. С., Краснов А.А., Крылов П.Н., Паршуков Л.И.  
Перераспределение дислокаций в арсениде галлия при обработке ионами аргона
39. Моргунов Р.Б., Баскаков А.А.  
Взаимосвязь между возникновением магнитоэластического эффекта и вариациями спектров электронного парамагнитного резонанса после закаливания монокристаллов NaCl:Eu
40. Тяпунина Н.А., Зиненкова Г.М., Бушуева Г.В., Белозерова Э.П., Красников В.Л.  
Влияние состояния электронной подсистемы на дислокационную неупругость CdS и ЦГК
41. Никитенко В.И., Иунин Ю.Л., Петухов Б.В.  
Прочность идеального кристалла, дислокации и кинки
42. Никифорова В.Н., Босин М.Е., Лаврентьев Ф.Ф.  
Свойства дислокаций в атермическом интервале температур микроконтактного спектра монокристаллов цинка
43. Хмелевская В.С., Малышкин В.Г.  
Нанокристаллические структуры и пространственная самоорганизация в облученных металлических материалах
44. Акчурин М.Ш., Р.В.Галиулин, Регель В.Р.  
Свойства и симметрия нанокристаллов
45. Фортуна С.В. Шаркеев Ю.П.  
Структура нанокристаллических и субмикроструктурных нитридных покрытий
46. Молотков С.Г. Неверов В.В., Буяковский Р.Ф.  
Пластический поворот в однородных упругих полях



47. Федоров В.А., Ушаков И.В., Пермякова И.Е.  
Исследование пластичности и разрушения металлического стекла 82K3XCP подвергнутого различным видам термической обработки
48. Поликарпов В.М., Ушаков И.В.  
Температурное поведение и прочностные свойства некоторых полиорганокарбосилановых сополимеров
49. А.К.Емалетдинов, Нуруллаев Р.Л., Александров Н.Д.  
Упругие свойства и кинетика решеточных и зернограничных дислокаций в нанокристаллических материалах
50. Валеев Р.Г., Крылов П.Н., Рац Ю.В., Деев А.Н  
Определение доли аморфной фазы в наноструктурированных полупроводниковых материалах
51. Макаров И.М., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н. Копылов В. И.  
Исследование процессов возврата и рекристаллизации в микрокристаллических металлах и сплавах, полученных методом РКУ-прессования
52. Нохрин А.В., Макаров И.М., Лопатин Ю. Г., Смирнова Е. С., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И.  
Исследование закономерностей эволюции структуры и свойств микрокристаллических сверхпластичных сплавов системы Al-Mg-Sc-Zr, полученных по технологии РКУ-прессования
53. Васильев Л. С.  
Прочность и сверхпластичность аморфных и нанокристаллических структур
54. Куксенко В.С., Томилин Н.Г., Елизаров С.В., Ин Ксян-Чу  
Влияние слабых механических воздействий на поведение очага разрушения
55. Нестеренков В. А., Пинжин Ю. П., Тухватуллин А. А., Коротаев А. Д., Тюменцев А. Н., Коваль Н. Н., Гончаренко И. М.  
Формирование нанокристаллических и нанокомпозитных покрытий на основе  $\text{TiN}$  комбинированными методами вакуумно-дугового синтеза
56. Андриевский Р.А.  
Особенности дефектов структуры и прочности нанокристаллических тугоплавких соединений
57. Слуцкер А.И.  
Специфические дефекты и ползучесть решетки в кристаллах цепного строения
58. Берлев А.Е., Бобров О.П., Каверин В.Л., Мишкуф Й., Хоник В.А., Чах К., Юрикова А.  
Ползучесть массивного металлического стекла  $\text{Zr}_{52.5}\text{Ti}_5\text{Cu}_{17.9}\text{Ni}_{14.6}\text{Al}_{10}$
59. Ю. И. Головин  
Магнитопластичность глазами химфизики
60. Табачникова Е.Д., Бенгус В.З., Нацик В.Д., Мишкуф Й., Чах К., Валиев Р.З., Столяров В.В.  
Деформация и разрушение наноструктурного титана при 300-4,2 К
61. Мильман Ю.В., Лоцко Д.В., Миракл Д., Ефимов Н.А., Белоус А.Н., Куприн В.В., Даниленко Н.И., Самелюк А.В.

62. Поздняков В.А.  
Механизмы и кинетика формирования наноаморфных твердых тел
63. Поздняков В.А.  
Механизмы хрупкого разрушения гетерофазных нанокристаллических материалов
64. Винокуров В.А., Карпухин А.А.  
Математическая модель динамики измельчения дисперсной фазы в вязко-упругой жидкости
65. Носкова Н.И.  
Сдвиговый и ротационный механизмы деформации в нанокристаллических материалах
66. Бакай А.С., Бакай С.А., Неклюдов И.М., Экерт Ю.  
Микроскопическая природа механизмов пластической деформации металлических стекол
67. Колосов В.Ю.  
Рост трансротационных микроструктур в аморфных пленках
68. Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Фесенко В.А.  
Свойства памяти формы и субструктурные особенности прокатанных монокристаллов сплава Ti-48%Ni-2%Fe
69. Исаенкова М.Г., Перлович Ю.А.  
Механизмы замедленного гидридного растрескивания изделий из сплавов на основе Zr
70. Ростовцев Р.Н., Чертов В.М.  
Изотермический мартенсит – ведомая фаза при отпуске высокопрочной стали
71. Попов Н.Н., Костылев И.В., Севрюгин И.В., Шутова Е.В.  
Влияние предварительного ударно-волнового нагружения на характеристики памяти формы никелида титана
72. Киреева И.В., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.  
Эффект памяти формы и сверхэластичность в монокристаллах никелида титана
73. Скрыбина Н.Е., Спивак Л.В.  
Эффекты пластичности превращения и памяти формы в системах металл-водород
74. Зельдович В.И., Валиев Э.З., Фролова Н.Ю., Теплых А.Е., Хомская И.В.  
Мартенситные превращения в никелиде титана: влияние старения B2-фазы и дальнего атомного порядка
75. Беляев С.П., Волков А.Е., Демина М.Ю., Демин В.В.  
Расчет эффекта пластичности превращения при сложном напряженном состоянии
76. Мирзаев Д.А., Счастливец В.М., Яковлева И.Л., Окишев К.Ю., Карзунов С.Е., Хлебникова Ю.В.  
Влияние скорости охлаждения и размера зерна  $\beta$ -фазы на кинетику полиморфного перехода и прочности кобальта

77. Дегтярев М.В., Чашухина Т.И., Воронова Л.М.  
Влияние большой пластической деформации на кинетику структурных и фазовых превращений при нагреве деформированных стали и железа
78. Малыгин Г.А.  
Влияние гетерогенного зарождения мартенсита на дислокациях на кинетику мартенситного превращения в кристаллах с ЭПФ
79. Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Бармина Е.Г.  
Пластические свойства сплавов TiNi с тонкими поверхностными слоями, модифицированными облучением
80. Мейснер Л.Л., Бармина Е.Г., Лотков А.И.  
Влияние модификации поверхности на механические свойства и деформационные параметры эфп сплава  $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$
81. Василенко А.Ю.  
Механизмы механического двоникования мартенситной фазы при кручении монокристаллов сплава Cu-Al-Ni
82. Василенко А.Ю., Гольтер А.Э.  
Циклические свойства монокристаллов сплава Cu-Al-Ni при одноосном сжатии
83. Кудинова Е.Д., Гришков В.Н., Лотков А.И.  
Влияние равноканального углового прессования на фазовые превращения в сплавах на основе TiNi
84. Тимкин В.Н., Гришков В.Н., Лотков А.И.  
Влияние длительности ионного азотирования на процессы деформации и эффект памяти формы в TiNi
85. Бучельников В.Д., Босько С.И.  
Кинетика фазовых переходов в ферромагнитных кристаллах Ni-Mn-Ga с памятью формы под влиянием внешних воздействий
86. Волков А.Ю.  
Особенности фазовых превращений и аномалии электросопротивления в сплавах медь-палладий
87. Крыловский В.С., Лебедев В.П., Пинто Симоес В.М., Савич С.В.  
Деформация свинца и сплавов свинец-индий при циклической смене нормального и сверхпроводящего состояний
88. Емалетдинов А.К.  
К теории мартенситных и диффузионных фазовых превращений в металлах и сплавах
89. Емалетдинов А.К.  
Термодинамика и синергетика сверхпластичности
90. Головин Ю.И., Коренков В.В., Фарбер Б.Я.  
Идентификация фазовых переходов в циркониевых керамиках методом наноиндентирования.
91. Сурсаева В.Г., Протасова С.Г.  
Кинетические свойства тройных стыков
92. Атрошенко С.А.  
Аномальный рост диффузии при ударно-волновом нагружении стали.

93. Ливанова О.В., Филиппов Г.А.  
Взаимодействие дефектов структуры и деградация свойств конструкционных материалов
94. Беляев С.П., Волков А.Е., Иночкина И.В.  
Особенности колебаний системы, содержащей элемент с памятью формы, при варьировании температуры в управляющих импульсах.
95. Исакаев Э.Х., Ильичев М.В., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А.  
Особенности структурообразования и формирования свойств при плазменной обработке углеродистой стали
96. Тюменцев А.Н.  
Закономерности деформации и переориентации решетки в металлических сплавах и интерметаллидах путем локальных фазовых превращений в полях напряжений
97. Клявин О.В.  
Механо-химическое проникновение внешней среды в твердые тела
98. Засимчук И.К., Засимчук Е.Э., Гордиенко Ю.Г.  
Прогнозирование критических состояний при пластической деформации кристаллов.
99. Беляев С.П., Волков А.Е., Лаврусенко С.Р., Марченко С.А., Михайлов И.В., Мозгунов В.Ф., Иванов А.В.  
Разработка методики и исследование функциональных свойств сплавов с памятью формы при многократном термоциклировании
100. Гильмутдинов Ф.З., Канунникова О.М., Паршуков Л.И.  
Поверхностные сегрегации и структурно-фазовые превращения в мартенситно-стареющих сталях при термических воздействиях
101. Егоров С.А., Реснина Н.Н., Волков А.Е., Евард М.Е.  
Влияние сдвиговых напряжений на тепловые эффекты при мартенситном  $B2 \leftrightarrow B19'$  переходе в никелиде титана
102. Егоров С.А., Волков А.Е.  
Влияние давления на деформирование никелида титана при  $B2 \rightarrow R$  и  $R \rightarrow B19'$  переходах
103. Вьюненко Ю.Н.  
Механизм остаточных напряжений эффекта памяти формы и уравнение Клаузиуса-Клапейрона
104. Беляев С.П., Рубаник В.В., Рубаник В.В.(мл.), Сидоренко В.В.  
Влияние ультразвуковых колебаний на процессы генерации и релаксации напряжений в сплаве TiNi
105. Волков А.Е., Сахаров В.Ю.  
Феноменологическая модель эффекта памяти формы, включающая среднюю фазовую деформацию как внутренний параметр
106. Старенченко С.В., Старенченко В.А., Замятина И.П., Пантюхова О.Д.  
Закономерности и механизмы деформационного разрушения дальнего атомного порядка в упорядоченных сплавах и интерметаллидах

107. Семенов Я. С.  
К механизму вязкохрупкого перехода в бинарных сплавах железа
108. Хусаинов М.А., Волнянская О.Ю.  
Механическое поведение сплавов TiNi при теплосменах и заданной жесткости контртела
109. Осипьян Ю.А., Моргунов Р.Б., Баскаков А.А., Шмурак С.З., Овчаренко В.И., Фокин С.В.  
Влияние магнитного фазового перехода на пластичность молекулярных магнетиков
110. Кадыржанов К.К., Максимкин О.П.  
Мартенситные превращения в облученных нейтронами, имплантированных гелием и напыленных бериллием нержавеющей сталей
111. Неклюдов И.М., Воеводин В.Н., Паршин А.М., Камышанченко Н.В.  
Особенности структурно-фазовых превращений в сталях и сплавах при облучении
112. Кащенко М.П., Семеновых А.Г., Чащина В.Г.  
Оценка нижней границы температуры начала  $\gamma$ - $\alpha$  мартенситного превращения в чистом железе и в сплавах FeNi
113. Джемилев К.Н., Кащенко М.П.  
Инициация  $\gamma$ - $\alpha$  мартенситного превращения мезоскопическим упругим полем кристона
114. Неклюдов И.М., Соколенко В.И., Стародубов Я.Д.  
Влияние антиферромагнитного перехода и переменного магнитного поля на механические свойства хрома и сплава VX-2K
115. Ажажа В.М., Неклюдов И.М.  
Физико-механические свойства и структурно-фазовые превращения в высокочистом и микролегированном цирконии
116. Волчок О.И., Лазарева М.Б., Оковит В.С., Стародубов Я.Д., Черный О.В., Чиркина Л.А.  
Влияние мартенситных фазовых превращений при криогенном волочении сплава ниобий-титан на его механические и сверхпроводящие свойства
117. М.В.Медведев, А.М.Глезер, В.Е. Громов  
Влияние легирования на прочностные характеристики упорядоченных сплавов железо-кремний
118. Киреева И.В., Лузгинова Н.В., Чумляков Ю.И.  
Влияние азота на механизмы деформационного упрочнения монокристаллов аустенитных нержавеющей сталей с разной энергией дефекта упаковки
119. Спивак Л.В., Скрябина Н.Е.  
Деформационный отклик в системах металл-водород. Теория и эксперимент
120. Скворцова Н.П.  
Исследование высокотемпературной сверхлокализации пластической деформации «in-situ».

121. Зельдович В.И., Хомская И.В., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Ушеренко С.М.  
Эффекты высокоскоростной деформации при воздействии ускоренных взрывом частиц порошка на металлические преграды
122. Скаков Ю.А.  
О роли межузельных атомов в процессах интенсивной пластической деформации и механохимического синтеза
123. Родионов Д.П., Хлебникова Ю.В., Гервасьева И.В., Соколов Б.К.  
Получение совершенной кубической текстуры в никеле, легированном d-переходными металлами
124. Дегтярев М.В., Чащухина Т.И., Воронова Л.М., Пацелов А.М.  
Влияние деформации сдвигом под давлением на параметры структуры железа и конструкционной стали 30Г2Р
125. Иванов А.М., Лукин Е.С.  
Исследование стадийности развития пластической деформации сталей методом теплового излучения
126. Мышляев М.М., Камалов М.М., Мышляева М.М.  
Структура, механическое поведение и высокоскоростная сверхпластичность микрокристаллического алюминий-литиевого сплава
127. Крыловский В.С., Лебедев В.П., Пинто Симоес В.М., Савич С.В.  
Деформация металла при раздельном нагружении в нормальном и сверхпроводящем состояниях
128. Земцова Н.Д., Перетурина И.А.  
Природа аномальной температурной зависимости предела текучести упорядоченных сплавов на основе медь-золото
129. Гуткин М.Ю., Микаэлян К.Н., Зейфельд М., Романов А.Е., Климанек П.  
Дисклинационные модели и компьютерное моделирование зарождения и развития полос переориентации в кристаллах
130. Гринберг Б.А., Иванов М.А.  
Немонотонная температурная зависимость деформационных характеристик в интерметаллидах
131. Бетехтин В.И., Амосова О.В., Кадомцев А.Г., Скленичка В.  
Долговечность металлов при высокотемпературной ползучести после залечивания пор
132. Амосова О.В., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г.  
Прочность и фракционная пористость цементного камня
133. Муравьев В.И., Якимов А.В.  
Упорядочения структурной неоднородности в псевдо- $\alpha$ -титановом сплаве при деформации в области фазового  $\alpha \rightarrow \beta$  перехода
134. Емалетдинов А.К., Нуруллаев Р.Л., Александров Н.Д.  
К теории линейных дефектов и механических свойств аморфных материалов
135. Головин Ю.И., Иволгин В.И., Лебедин М.А., Сергунин Д.А.  
Неустойчивое пластическое течение при микро- и наноиндентировании в сплавах Al-Mg

136. Головин Ю.И., Лебедин М.А., Шибков А.А., Желтов М.А., Скворцов В.В.  
Статистический и фрактальный анализ неустойчивостей пластической деформации кристаллов
137. Савенков Г.Г., Барахтин Б.К.  
Солитонный механизм высокоскоростной деформации
138. Петров В.Н., Лепов В.В., Семенов Х.Н., Находкин М.Г.  
Энергетический критерий и трещиностойкости: экспериментальная и теоретическая оценка
139. Семашко Н.А., Фролов А.В., Крупский Р.Ф., Кузьмин В.Ф.  
Использование параметров акустической эмиссии, полученных на ранних стадиях деформации, для прогнозирования предельных механических характеристик материалов
140. Грецкая И.А., Коновалов С.В., Коваленко В.В., Целлермаер В.В., Громов В.Е.  
Построение кривых усталости по данным измерения скорости ультразвука
141. Барахтин Б.К., Савенков Г.Г.  
Локализация упруго-пластической волны в мезоструктуре металлической преграды после высокоскоростного удара
142. Пирожникова О.Э., Чувильдеев В.Н., Сысоев А.Н., Копылов В.И.  
Экспериментальное и теоретическое исследование реологии высокоскоростной сверхпластичности в микрокристаллических сплавах системы Al-Mg-Sc-Zr, приготовленных методом РКУ-прессования
143. Бушнев Л.С., Чернова Л.В., Гирсова Н.В.  
Закономерности ползучести титана VT1-0 в различных структурных состояниях при изгибе
144. Иванов К.В., Колобов Ю.Р., Почивалов Ю.И., Гирсова Н.В., Грабовецкая Г.П., Александров И.В.  
Термостабильность структуры и свойств субмикрокристаллического молибдена, полученного воздействием интенсивной пластической деформации
145. Колобов Ю.Р., Найденкин Е.В., Иванов М.Б., Дударев Е.Ф.\* , Гирсова Н.В., Бакач Г.П.\*  
Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и особенности ее эволюции при сверхпластической деформации сплавов системы Al-Mg-Li
146. Кашин О.А., Дударев Е.Ф., Колобов Ю.Р., Грабовецкая Г.П., Почивалова Г.П., Бакач Г.П., Шаркеев Ю.П., Легостаева Е.В., Гирсова Н.В., Валиев Р.З.  
Эволюция структуры и механических свойств наноструктурного титана при термомеханических обработках
147. Семашко Н.А., Физулаков Р.А., Крупский Р.Ф.  
Исследование процесса ползучести стали 10X11H23T3MP методом акустической эмиссии
148. Петухов Б.В.  
Термоактивационный анализ аномального температурного пика деформирующего напряжения в упорядоченных сплавах
149. Колупаева С.Н., Пуспешева С.И., Попов Л.Е.  
Математическое моделирование процессов пластической деформации скольжения

150. Пуспешева С.И., Колупаева С.Н., Попов Л.Е.  
Динамика кристаллографических скольжений в меди
151. Зимина Г.П., Котречко С.А.  
Влияние малых пластических деформаций на параметры вейбулла в поликристаллическом железе
152. Андронов И.Н., Аленников С.Г., Майорова Э.Г., Теплинский Ю.А.  
Универсальная кривая для стационарной ползучести, инициируемой термоактивируемым путем
153. Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Норкин В.В., Геттингер М.В.  
Релаксация напряжений и ползучесть в монокристаллах интерметаллидов со сверхструктурой  $L1_2$
154. Мильман Ю.В., Миракл Д., Чугунова С.И., Воскобойник И.В., Войнаш В.З., Коржова Н.П., Легкая Т.Н., Подрезов Ю.Н.  
Пластичность интерметаллида  $Al_3Ti$  и  $L1_2$  фаз на его основе
155. Мильман Ю.В., Лоцко Д.В., Черненко Т.В., Мордовец Н.М., Даниленко Н.И., Рачек А.П.  
Рекристаллизация и упрочнение алюминия, легированного скандием, цирконием и иттрием
156. Литвинов М.Ю., Литвинов Ю.М.  
Закономерности изменения механических свойств полупроводниковых материалов от степени иннности и металлизации в силах связи
157. Федоровский Г.Д.  
Критерии достижения предела текучести и разрушения термореологически сложных материалов
158. Карпушко А.В., Свирский Д.Н., Федосеев Г.Н.  
К расчету композиционного сферического штампа
159. Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н., Старенченко В.А.  
Математическая модель кинетики деформационного упрочнения монокристаллов гетерофазных сплавов
160. Альшиц В.И., Урусовская А.А., Смирнов А.Е., Беккауер Н.Н., Садчиков В.В.  
Макроскопический аспект магнитопластического эффекта
161. Грачев В.В., Сарычев В.Д., Петров В.И., Громов В.Е.  
Градиентные структуры в рельсовой стали, формирующиеся при дифференцированной термической обработке и при интенсивном контактном воздействии
162. Юрьев А.Б., Громов В.Е., Чинокалов В.Я., Целлермаер В.Я., Козлов Э.В.  
Формирование градиентных структур при прерывистом термоупрочнении арматуры большого диаметра
163. Пискаленко В.В., Данилов В.И., Зуев Л.Б., Громов В.Е., Целлермаер В.Я.  
Природа деградации свойств и структуры паронагревательных элементов при длительной эксплуатации
164. Коновалов С.В., Коваленко В.В., Соснин О.В., Громов В.Е., Целлермаер В.В., Козлов Э.В., Иванов Ю.Ф.



165. Лейкина О.С., Коновалов С.В., Целлермаер В.В., Соснин О.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф.  
Влияние токового воздействия на эволюцию дислокационной субструктуры в стали 45Г17ЮЗ при усталости
166. Чмелева К.В., Лукин М.А., Иванов Ф.И., Громов В.Е.  
Влияние напряженно - деформированного состояния и плотности дислокаций на электрополевое – разложение нитевидных кристаллов  $\beta$ - азиды свинца
167. Ростовцев Р.Н.  
Дефектно-пористая структура фуллерена C60
168. Чертов В.М.  
Прочностные характеристики высокопрочной стали после термической и электрохимической обработки
169. Кульков С.Н.  
Трансформационно упрочненные металлические и керамические композиты
170. Сивоха В.П., Кульков С.Н.  
Прочность и пластичность композиционного материала TiC-TiNi с градиентной структурно-неустойчивой матрицей
171. Коротчаев А.Д.  
Структура и прочностные свойства поверхности металлических материалов, обработанных совмещенными ионно-плазменными методами
172. Афонин П.Н., Афонин Д.Н.  
Физико-механические модели разрушения позвоночника при спондилитах
173. Афонин П.Н., Афонин Д.Н.  
Механика разрушений кожных капилляров при воздействии отрицательного давления
174. Виноградов Н.С., Ляшенко Л.В., Паршуков Л.И. Смирнов В.Н., Гильмутдинов Ф.З., Канунникова О.М.  
Исследование структурно-фазового и химического состояния мапретнитностареющей стали при тепловых воздействиях
175. Быков П.В., Гильмутдинов Ф.З., Волков В.А., Колотов А.А., Баянкин В.Я.  
Влияние ионной имплантации на усталостную прочность титанового сплава ОТ4
176. Виноградов А.В., Ломонов В.А., Першин Ю.А., Писаревский Ю.В., Сизова Н. Л.  
Пластичность и прочность кристаллов парателлурита
177. Мещеряков Ю.И., Савенков Г.Г.  
Кинетика структуры и динамическая прочность никелевого сплава ХН75ВМЮ
178. Андронов И.Н., Аленников С.Г., Богданов Н.П., Майорова Э.Г., Теплинский Ю.А.  
Дегградация механических свойств трубных сталей в процессе длительной эксплуатации газопровода

179. Конакова М.А., Волгина Н.И., Королев М.И., Шарыгин В.М., Чертов В.М.  
Оценка изменения прочностных свойств трубных сталей в процессе эксплуатации магистральных газопроводов
180. Скуднов В.А., Чертов В.М., Афанасова И.С.  
Оценка надежности, остаточного ресурса и дефектного состояния трубных сталей с помощью комплексов разрушения синергетики
181. Бобоназаров Х.  
Влияние температуры и давления на прочность микробетонов на основе цементного камня
182. Оковит В.С., Соколенко В.И., Стародубов Я.Д., Чиркина Л.А., Малик Г.Н., Тихоновский М.А.  
Влияние ультразвукового воздействия на сверхпроводящие, диссипативные и механические свойства иттриевой керамики
183. Мильман Ю.В.  
Новые методики индентирования для изучения механического поведения и фазовых превращений под давлением в материалах
184. Фортуна С.В., Климентенко О.П., Бояринов О.В., Семухин Б.С., Зуев Л.Б.  
Аттестация дефектной структуры конструкционных материалов акустическим методом
185. Климанек П., Клемм В., Мотыленко М.В., Романов А.Е.  
Анализ субструктур сильнодеформированных материалов дифракционными методами
186. Головин Ю.И., Дмитриевский А.А., Николаев Р.К., Пушнин И.А.  
Разупрочнение фуллеритов  $C_{60}$  под действием малых доз ( $D < 1$  СГР) бета-облучения
187. Наими Е.К., Лютцау А.В., Котелкин А.В., Звонков А.Д., Матвеев Д.Б.  
Дистанционный рентгеновский мониторинг усталостно-прочностных свойств поверхностного слоя металлов в условиях высокочастотной вибрации
188. Кузнецов П.В., Панин В.Е., Петракова И.В.  
Исследование динамики дефектов на поверхности сколов монокристаллов цинка в области воздействия сосредоточенной нагрузки с помощью сканирующего туннельного микроскопа
189. Деревягина Л.С., Панин В.Е., Стрелкова И.Л.  
Опτικο-телевизионный метод измерения полевых пластических деформаций
190. Дуб С.Н., Слипенюк А.Н., Мильман Ю.В., Лоскутов И.С., Молоканов В.В., Петржик М.И.  
Исследование механического поведения аморфного сплава  $Zr_{50}Ti_{16,5}Cu_{15}Ni_{18,5}$  на различных стадиях кристаллизации методом наноиндентирования
191. Алёхин В.П., Литвинов М.Ю., Литвинов Ю.М., Скворцов В.Н.  
Мониторинг механических свойств полупроводниковых материалов методом непрерывного вдавливания индентора
192. Филиппова В.Б.  
Противокумулятивная стойкость пористых структур различных типов

193. Глезер А.М., Медведев М.В.  
Роль энергетических характеристик антифазных границ в деформационном упрочнение упорядоченных сплавов на основе соединения железо-кремний
194. Печина Е.А., Гайворонский А.А.  
Особенности формирования микроструктуры и механических свойств меди и латуни в условиях вибромеханического обжатия
195. Ермолаев Г.Н.  
Скольжение и двойникование в монокристаллах Fe-3%Si при высоких давлениях
196. Смирнов Б.И., Буренков Ю.А., Кардашев Б.К., Сингх К.Г., Горетта К.Ч., де Арейяно-Лопес А.Р.  
Упругость и неупругость керамических волоконных монолитов Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/BN
197. Шибков А.А., Головин Ю.И., Желтов М.А., Королев А.А., Леонов А.А.  
Морфологическая диаграмма неравновесных структур роста льда в переохлажденной воде
198. Головин Ю.И., Лебедин М.А., Шибков А.А., Желтов М.А., Скворцов В.В., Кольцов Р.Ю., Денисов Е.К.  
Исследование скачков пластической деформации в сплавах Al-Mg новым электромагнитным методом
199. Головин Ю.И., Хоник В.А., Тюрин А.И., Иволгин В.И., Потапов С.В.  
О гомогенном и гетерогенном течении объемного аморфного сплава Pd<sub>40</sub>Cu<sub>30</sub>Ni<sub>10</sub>P<sub>20</sub> при динамическом наноиндентировании
200. Шибков А.А., Головин Ю.И., Желтов М.А., Королев А.А., Скворцов В.В., Кольцов Р.Ю., Леонов А.А., Денисов Е.К., Михайлов В.М.  
Электромагнитное излучение при кристаллизации и деформировании льда
201. Башмаков В.И., Чикова Т.С.  
Развитие ансамблей двойникующих дислокаций в висмуте при импульсном нагружении
202. Засимчук Е.Э.  
Самоорганизация дефектов при пластической деформации кристаллов и ее влияние на механизм пластического течения
203. Слободской М.И., Попов Л.Е.  
Имитационное моделирование на ЭВМ элементарного скольжения в кристаллах
204. Зубов Л.М., Губа А.В.  
Некоторые задачи кручения призматических упругих тел с дислокациями
205. Чишко К.А., Чаркина О.В.  
Электромагнитное излучение подвижных дислокаций в кристаллах
206. Беляев С.П., Волков А.Е., Кривошеев С.И., Петров А.А., Разов А.И., Уткин А.А., Федоровский Г.Д.  
Функциональные свойства никелида титана после динамического воздействия в мартенситном состоянии

207. Кадашевич И.Ю., Кадашевич Ю.И., Помыткин С.П.  
Учет дилатансии и вида напряженного состояния в материалах с эффектом памяти формы
208. Петржик Е.А., Даринская Е.В., Ерофеева С.А.  
Магнитоэластический эффект в InSb
209. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Хартманн Е.  
Магнитоэластический эффект в кристаллах LiF и NaCl и продольная релаксация спинов
210. Савиных А.С., Разоренов С.В., Канель Г.И.  
Динамическое деформирование и разрушение нанокерамики на основе Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и ZrO<sub>2</sub>
211. Канель Г.И., Разоренов С.В., Фортов В.Е.  
Аномалии температурных зависимостей сопротивления деформированию и разрушению алюминия в субмикросекундном диапазоне
212. Страумал Б.Б.  
Фазовые превращения на границах зерен и их влияние на свойства материалов.
213. Поляков С.А., Страумал Б.Б.  
Фасетирование границ зерен  $\Sigma 3$  и  $\Sigma 9$  в меди
214. Поляков С.А., Страумал Б.Б., Сурсаева В.Г.  
Фазовые переходы фасетирования на двойниковых границах зерен в цинке
215. Страумал Б.Б., Вершинин Н.Ф., Поляков С.А., Асрян А., Фризель М.  
Формирование и эволюция микроструктуры материалов под воздействием интенсивных потоков ионов азота низкой энергии
216. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В.  
Влияние магнитного поля на подвижность дислокаций при импульсном нагружении кристаллов NaCl
217. Колдаева М.В., Турская Т.Н., Даринская Е.В.  
О магниточувствительности микротвердости кристаллов бифталата калия
218. Пронина Л.Н., Аристова И.М., Мазилкин А.А.  
Закономерности пластической деформации монокристаллов ОЦК металлов
219. Кузьмин С. Л., Бетехтин К.В.  
Принцип гетерогенности и независимости микродеформирования у сплавов с эффектом памяти формы
220. Винников Л.Я.  
Фазовые переходы в решетке вихрей Абрикосова
221. Зайченко С.Г., Качалов В.М., Глезер А.М.  
Влияние низкотемпературного  $\Delta T$ -эффекта на изменение механических характеристик аморфных сплавов
222. Глезер А.М.  
Недислокационные моды пластической деформации в твердых телах
223. Глезер А.М., Зайченко С.Г., Рот С.  
Влияние релаксации напряжений на величину низкотемпературного  $\Delta T$ -эффекта

224. Е.Н.Блинова, А.М.Глезер, В.А.Жорин  
Интенсивная пластическая деформация и мартенситное превращение в сплавах железо-никель
225. Яшников В.П.  
Топологические аспекты ориентационных соотношений типа Закса-Курдюмова в общей теории мартенситных фазовых превращений
226. Скворцов А.А., Соловьев А.А.  
Магнитная память монокристаллов кремния с дислокациями
227. Дикштейн И.Е., Ермаков Д.И., Коледов В.В., Копосов Р.В., Шавров В.Г.  
Эффекты памяти формы, сверхупругости и верхпластичности в магнитном поле
228. Зайцев С.И.  
Самоорганизующаяся критичность явлений низкотемпературной ползучести
229. Зайцев С.И., Свинцов А.А., Сироткин В.В., Чукалина М.В.  
Деформация и вязкое течение полимеров при нано-импринтинге
230. Авдеенко А.М.  
Синтез диаграмм деформации неоднородных сред
231. Муравьев В.И., Чернобай С.П.  
Влияние изотермической закалки на дисперсионное твердение быстрорежущих сталей и свойства инструмента из них
232. Шибков А.А., Головин Ю.И., Желтов М.А., Королев А.А., Леонов А.А.  
Морфогенез неравновесных структур льда в сильно переохлажденной воде и сопутствующие электромагнитные явления
233. Альшиц В.И.  
Спин-зависимые эффекты в пластичности
234. Тяпунина Н.А., Бушуева Г.В., Подсобляев Д.С., Силис М.И., Богуненко В.  
Поперечное скольжение дислокации в ультразвуковом поле и влияние на этот процесс амплитуды и частоты ультразвука, ориентации образца и коэффициента динамической вязкости
235. Дегтярев В.Т., Лосев А.Ю., Плотников Ф.А., Тяпунина Н.А.  
Влияние колебания лесных дислокаций на движение скользящей дислокации
236. Указатель имен

## ФУЛЛЕРЕНЫ: ОТ ОТКРЫТИЯ ДО ПРАКТИЧЕСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ

Осипьян Ю.А.

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка*  
ossipyann@issp.ac.ru

Открытие новой формы чистого углерода – гигантских молекул, получивших название фуллеренов и, соответственно, новой кристаллической формы углерода – кристаллов фуллеренов, а также одномерных углеродных нанокластеров – "углеродных нанотрубок" произвели настоящий научный бум в течение последних нескольких лет. Сотни лабораторий во всем мире вовлечены в исследования свойств этих совершенно новых веществ и в изучение вопросов, связанных с их возможными применениями. Цель настоящего доклада – кратко сформулировать основные результаты по исследованию физических свойств кристаллического C<sub>60</sub> и образцов углеродных нанотрубок и обсудить видимые сейчас перспективы практического применения этих материалов, в частности:

- Применение C<sub>60</sub> в качестве перемещаемых молекул в разрабатываемых новых поколениях компьютерной памяти на основе интегральных сканирующих туннельных микроскопов (СТМ).

- Использование фуллеренов в качестве удобного промежуточного звена для создания других углеродосодержащих материалов в микроэлектронике, а также в качестве фоторезистов.

- Использование фуллеренов для синтеза сверхтвердых материалов.

- Использование фуллеренов и их производных в электронике как новый класс органических полупроводников. Последние пионерские работы в этом направлении уже привели к созданию сверхпроводящих FET транзисторов с  $T_C = 52\text{K}$  и имеются очевидные перспективы значительного увеличения  $T_C$  при замене чистого C<sub>60</sub> на различные комплексы C<sub>60</sub>.

- Использовании углеродных нанотрубок для хранения водорода.

- Использование фуллеренов и нанотрубок для электрохимических аккумуляторных батарей и конденсаторов.

Кроме того, обсуждаются перспективы обнаружения новых особенностей в свойствах фуллеренов и нанотрубок, которые могут привести к другим неожиданным их применениям (например, как нелинейных сред для СВЧ и оптического диапазона и т.д.)

В докладе не обсуждаются вопросы связанные с химией фуллеренов и созданием новых химических веществ на их основе, перспективами их применений в биологии и медицине, и т.д., которые также могут привести к революционным последствиям.

## **ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ТОЛСТЫХ СВАРНЫХ ШВОВ**

Гагауз В.П.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Целлермаер В.Я.<sup>1</sup>, Попова Н.А.<sup>2</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>,  
Козлов Э.В.<sup>2</sup>

1 - *Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*  
step@sibgiu.kemerovo.su

2 - *Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия*  
kozlov@mail.tomsknet.ru

В толстых сварных соединениях (кожухи доменных печей, например) наиболее опасными с точки зрения эксплуатации являются сварные швы, уровень свойств которых должен обеспечить надежность работы агрегатов. В настоящей работе изучена поверхность разрушения толстых (30-40 мм) сварных швов малоуглеродистой стали 09Г2С, формирующаяся в процессе пластической деформации одноосным растяжением.

Проведены металлографические исследования структуры и фазового состава швов, выполненных электрошлаковым методом в автоматическом (вертикальная) и ручном (горизонтальная) исполнениях. Установлено, что в обоих случаях в центре шва формируется феррито-перлитная структура с близкими средними размерами зерен феррита (29 мкм при автоматической сварке и 23 мкм - при ручной) и перлита (14 мкм и 12,8 мкм, соответственно). В обоих случаях наблюдается вязкий механизм разрушения, осуществляемый путем зарождения, роста и слияния микропор. Поверхность рельефа разрушения содержит одновременно фасетки скола и ямки. Ямки представляют собой половину микропоры, через которое прошло разрушение. Проведенные измерения показали, что ямки скола на поверхности разрушения сварного шва, полученного в автоматическом режиме ~ 1,5 раз крупнее, чем на поверхности шва ручного исполнения. Следовательно, в последнем случае наблюдается более вязкий излом сварного шва.

Механические испытания показали, что разрушение металла шва наблюдалось лишь в случае электрошлакового метода сварки в автоматическом режиме. Металлографический анализ структуры данного материала обнаруживает наиболее крупнозернистую структуру металла шва, размеры кристаллитов которой в отдельных случаях составляли 130-140 мкм. Вторым отличительным признаком данного шва являлось отсутствие продуктов рекристаллизации, значительно измельчающих зеренную структуру как феррита, так и перлита. Сварные швы, показавшие наиболее высокие прочностные характеристики, практически не деформировались в процессе растяжения образца и имели наименьший размер зерен феррита и перлита, сформированный в результате рекристаллизации. Кроме этого, немаловажную роль в повышении прочностных характеристик шва будет играть плотность границ раздела, максимальная в случае мелкозернистой структуры. Повышение числа границ в материале, как правило, приводит к уменьшению концентрации примесных элементов на них, снижающих когезивную прочность материала. Методами дифракционной электронной микроскопии изучены механизмы упрочнения сварных швов.

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРИРОВАНИЯ И НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ

Будовских Е.А., Мартусевич Е.В., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*  
step@sibgiu.kemerovo.su

Электровзрывное легирование металлов состоит в отливании поверхностных слоев, насыщение их продуктами взрыва проводников и последующей самозакалке. В настоящее время основные особенности такой обработки, связанные с совместным действием на поверхность температурного, силового и химического факторов, а также с гетерогенной структурой формируемых плазменных пучков, исследованы слабо. В данной работе изучали особенности формирования структуры и свойств поверхностных слоев титана и его сплавов при импульсном плазменном науглероживании и борировании. Для обработки поверхности использовали электровзрывной коаксильно-торцевой источник плазменных струй. Режимы воздействия выбирали таким образом, чтобы происходило оплавление поверхности и легирование ее продуктами взрыва углеграфитовых волокон, титановых фольг, а также порошковыми частицами аморфного бора, внесенными в область взрыва. Поглощенная плотность мощности при обработке составляла порядка  $10^5$  Вт/см<sup>2</sup>, давление на поверхность  $10^7$  Па, время бездействия –  $10^{-4}$  с, площадь зоны легирования за один импульс воздействия –  $10$  см<sup>2</sup>.

В оптимальных режимах обработки были получены упрощенные слои толщиной 40 мкм. Их фазовый состав соответствовал принципу Шарпи-Бочвера. В матрице твердых растворов равномерно по глубине, а также по площади зоны легирования распределились мелкодисперсные частицы боридов и карбидов. Это обеспечивало высокую микротвердость и износостойкость слоев в условиях сухого трения скольжения по схеме Шкода-Савина. Изучено влияние степени легирования на величину допускаемых контактных нагрузок.



# ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЫ ФЕРРИТ/ЦЕМЕНТИТ И АНАЛИЗ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ФЕРРИТА ПРИ ОТЖИГЕ ПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Яковлева И.Л., Карькина Л.Е., Хлебникова Ю.В., Счастливец В.М.  
*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*  
schastliv@imp.uran.ru

Методом дифракционной электронной микроскопии исследована тонкая структура пластинчатого перлита эвтектоидной углеродистой стали У8 после дополнительного отжига в  $\alpha$ -состоянии.

Установлено, что в процессе дополнительного отжига перлита происходит неравномерное растворение цементита в объеме зерна: в некоторых колониях сохраняются карбиды пластинчатой формы, в других происходит их частичная фрагментация и разделение на блоки; и, наконец, наблюдаются скоагулированные карбиды. Неравномерность растворения цементитных пластин приводит к тому, что внутренние напряжения оказываются не скомпенсированы в объеме зерна, а их источники локализованы вблизи границ перлитных колоний. Поле упругих напряжений на границах перлитных колоний способствует тому, что структурные дефекты границы (ступени, стыки и т.д.) становятся источниками дислокаций.

Изучение дислокационной структуры более 20 перлитных колоний с помощью  $g\cdot b$  анализа показало, что большая часть дислокаций в ферритной составляющей имеет вектора Бюргерса  $b=1/2\langle 111 \rangle$ , а также  $b=\langle 100 \rangle$ , которые являются типичными для кристаллов с ОЦК решеткой. Наблюдались также нетипичные для ОЦК-кристаллов дислокации с векторами Бюргерса  $b=\langle 110 \rangle$ , их появление связано со специфическими особенностями процесса растворения цементитных пластин в перлите. В обычных условиях при деформации кристаллов с ОЦК решеткой эти дислокации являются неустойчивыми и распадаются с образованием двух дислокаций с векторами Бюргерса  $b=1/2\langle 111 \rangle$ . Образование  $\langle 110 \rangle$  дислокаций, по-видимому, связано со ступеньками на межфазных границах феррит/цементит, которые являются источником этих дислокаций, а возможность их наблюдения обусловлена выделением на дислокациях мелкодисперсных глобулярных карбидов. Другой источник внутренних напряжений связан с несоответствием удельных объемов и коэффициентов термического расширения феррита и цементита. В процессе фрагментации и последующего растворения отдельных частей цементитных пластин изменяется распределение внутренних напряжений в объеме отдельной перлитной колонии. Вблизи торцов цементитных фрагментов часто наблюдается дифракционный контраст, обусловленный дополнительными внутренними напряжениями, возникающими при частичном растворении цементитных пластин.

Экспериментально подтверждена также модель образования дислокационных петель на месте части растворившейся цементитной пластины. Наблюдается образование дислокационных сеток на месте растворившихся цементитных пластин, повторяющих форму цементитной пластины. Показано, что вблизи границ зерен и перлитных колоний формируются ограниченные дислокационными сетками участки феррита, которые могут служить зародышами рекристаллизации. При взаимодействии двух или нескольких систем дислокаций, испущенных границей перлитной колонии, образуются протяженные объемные сетки дислокаций. Такие сетки стабилизируются за счет протекания дислокационных реакций с образованием сидячих дислокаций с векторами Бюргерса типа  $b=\langle 010 \rangle$ .

## КРИСТАЛЛОГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ МАРТЕНСИТА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЬ

Хлебникова Ю.В. \*, Яковлева И.Л. \*, Мирзаев Д.А. \*\*,  
Солодова И.Л. \*, Окишев К.Ю. \*\*

*\*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*

*\*\*Южно-Уральский государственный университет, Челябинск*

Проведены исследования кристаллографических особенностей мартенсита в низкоуглеродистых сплавах Fe-14,6%Ni и Fe-17,8%Ni с помощью оптической и просвечивающей электронной микроскопии. Основной целью является уточнение сведений о внутренней структуре пакета мартенсита и о количестве различных ориентировок входящих в него кристаллов.

Структура пакета мартенсита конструкционной стали подробно описана в работе [1]. В том случае, когда монокристалл превращённого аустенита ориентирован по плоскости габитуса мартенситных кристаллов, в оптическом микроскопе можно наблюдать слоистое строение пакета. В габитусном слое пакета рейки шести ориентировок уложены подобно паркету, причём они расположены так, что взаимно компенсируют сдвиги при их образовании или деформации Бейна. Иначе говоря, образование реек в каждом слое является автокаталитическим процессом. Образование следующего слоя также стимулируется упругими напряжениями около реек нижнего слоя. Следовательно, образование всего пакета наложением слоя на слой является автокаталитическим процессом, вызванным зарождением первой рейки. Но если для мартенсита конструкционных сталей структура пакета установлена, то в случае пакетного мартенсита железоникелевых сплавов характер сопряжения реек и число их различных ориентировок в одном пакете систематически не изучены. Отметим, что при электронномикроскопическом исследовании в случайных сечениях обратной решётки могут проявляться не все шесть ориентировок, а только некоторые из них.

Нами экспериментально установлено, что строение пакета мартенситных кристаллов в низкоуглеродистых железо–никелевых сплавах отличается от строения пакетов, образующихся при закалке среднеуглеродистых сталей. В сплавах Fe-14,6%Ni и Fe-17,8%Ni присутствуют промежуточные образования — блоки реек, из которых формируются пакеты. Каждый блок состоит из реек одной ориентировки. Рейки соседних блоков в пределах пакета образуют тупоугольные соединения.

В работах [2, 3] при разработке кинетических моделей образования мартенсита и бейнита из аустенита были выдвинуты два различных механизма формирования пакета: при независимом и последовательном зарождении его элементов. Наблюдаемые нами особенности строения пакетных структур в низкоуглеродистых железоникелевых сплавах согласуются с предложенными в [2, 3] кинетическими моделями формирования пакета.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РАН № 191.*

1. Счастливец В.М., Блинд Л.Б., Родионов Д.П., Яковлева И.Л. Структура пакета мартенсита в конструкционных сталях // ФММ, 1988, **66**, Вып. 4, С. 759-769.
2. Мирзаев Д.А., Окишев К.Ю., Счастливец В.М., Яковлева И.Л. Кинетика образования бейнита и пакетного мартенсита. I. Учет структуры пакета // ФММ, 2000, **90**, Вып.5, С.55-65.
3. Мирзаев Д.А., Окишев К.Ю., Счастливец В.М., Яковлева И.Л. Кинетика образования бейнита и пакетного мартенсита. II. Учет незавершенности превращения // - ФММ, 2000, **90**, Вып.5, С. 66-74.

## **ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ НА МОРФОЛОГИЮ КРИСТАЛЛОВ МАРТЕНСИТА В СПЛАВАХ С АТЕРМИЧЕСКОЙ КИНЕТИКОЙ ПРЕВРАЩЕНИЯ**

Счастливец В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А.

*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург,  
schastliv@imp.uran.ru*

Магнитное поле является одним из факторов внешнего воздействия на фазовые превращения, если фазовый переход сопровождается изменением намагниченности фаз, участвующих в превращении. Магнитное поле создает дополнительный термодинамический стимул для появления ферромагнитной фазы. В сплавах на основе железа оно, прежде всего, оказывает влияние на превращение парамагнитного аустенита в ферромагнитный мартенсит. Основным результатом воздействия магнитного поля на мартенситное превращение является смещение температурного интервала в сторону более высоких температур.

Условия образования мартенсита под влиянием магнитного поля, налагаемого при температуре значительно выше температуры мартенситной точки, существенно отличаются от условий, в которых развивается мартенситное превращение при обычном охлаждении. Исследования показали, что изменяя напряженность магнитного поля и температуру его наложения на одном сплаве без изменения химического состава твердого раствора, можно получить различные структурные и морфологические формы мартенсита.

Так в сплавах с низкими мартенситными точками, в которых при обычном охлаждении образуется линзовидный мартенсит, под влиянием магнитного поля образуются кристаллы, сходные с тонкопластинчатым мартенситом, которые при последующем охлаждении могут служить мидрибом кристаллов и обрастать дислокационной периферийной зоной. Было показано, что с помощью обработки в магнитном поле формирование линзовидного и бабочкообразного мартенсита реализуется в две стадии: сначала образуется центральная часть кристаллов – мидриб, а затем происходит развитие внешней зоны, её боковой рост.

В сплавах, в которых при обычном охлаждении образуется тонкопластинчатый мартенсит, с повышением напряженности магнитного поля происходит не только увеличение количества кристаллов, но и значительное увеличение ширины полностью двойникованных пластинчатых кристаллов мартенсита, происходящее непосредственно в процессе мартенситного превращения.

Анализ проведенных исследований показал, что наблюдаемая под воздействием магнитного поля смена морфологического типа мартенсита, позволяющая в одном и том же сплаве получать и линзовидный (при охлаждении), и тонкопластинчатый мартенсит, оказывает разностороннее влияние на свойства этих сплавов. В частности, было изучено влияние морфологии кристаллов мартенсита на механические свойства фаз и особенности обратного  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения при нагреве.

Таким образом, магнитное поле, являясь мощным фактором внешнего воздействия на мартенситное превращение, позволяет углубить и значительно развить представления о природе и особенностях этого фазового превращения.

# МУЛЬТИФРАКТАЛЬНАЯ ПАРАМЕТРИЗАЦИЯ ТОПОГРАФИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ И ЕЕ СВЯЗЬ С ПРОЧНОСТЬЮ СТАЛИ ЗИ89.

Геров В.В., Колмаков А.Г., Терентьев В.Ф.

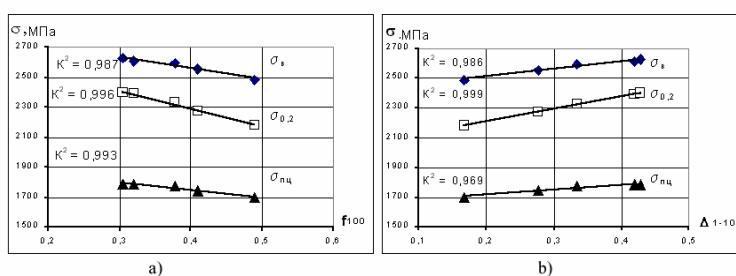
*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия*

gerov\_vladimir@mail.ru

Топографическая структура поверхности (ТСП) в значительной степени определяет многие физические и химические свойства материалов при определенных условиях воздействий факторов внешней среды. Кроме того, ТСП несет в себе информацию о процессах самоорганизации поверхностных структур, которые происходили при их формировании в процессе получения или обработки материала. Привлечение концепции мультифракталов (МФ), основанной на использовании общего понятия меры, позволяет давать количественную оценку не только конфигурации исследуемой структуры в целом, но также неоднородности распределения на ней геометрических, физических и других характеристик, соответственно природе изучаемой структуры, чего невозможно достигнуть обычными методами [1,2].

В настоящей работе с использованием оригинальной методики мультифрактальной параметризации структур [1] на примере высокопрочной мартенситно-старееющей стали ЗИ89 (00Н16К4М4Т2Ю) исследовали эволюцию ТСП при механической обработке проволоки  $\varnothing 0,4$  мм и связанное с ней изменение механических свойств. Материал испытывали на статическое растяжение при различных состояниях поверхности. Расчет МФ характеристик поверхности проводился с использованием оригинальной методики параметризации структур материалов. Методика позволяет количественно оценивать относительную степень однородности ( $f_{100}$ ) и скрытой периодичности ( $\Delta_{1-100}$ ) структур.

Изменение структуры поверхности и уменьшение размеров поверхностных микродефектов от 27 мкм до 4 мкм позволило существенно увеличить характеристики прочности (до 80%). Существенное изменение свойств происходило до определенного критического значения  $R/d \approx 0,01$ . Дальнейшее уменьшение величины поверхностных микродефектов уже не вызывает заметного повышения свойств. При этом эволюция топографической структуры поверхности сопровождалась снижением однородности ( $f_{100}$ ) структуры и повышением степени скрытой периодичности структуры ( $\Delta_{1-100}$ ).



При сопоставлении данных МФ анализа структуры поверхности с характером изменения механических свойств была обнаружена четкая количественная корреляция между показателями однородности и скрытой периодичности структуры поверхности материала и его статической прочностью. При этом коэффициенты корреляции были около 0,98 (см. рис.).

1. Vstovsky G.V. Transform Information : A Symmetry Breaking Measure // Foundations of Physics, 1997. Vol.27. N 10. P.1413-1444.
2. Kolmakov A.G., Vstovsky G.V., Multifractal Analysis of Metallic Surface Structure Changes during Mechanical Treatment. // Materials Science and Technology, 1999, Vol.15, №6, P. 705-710.

## ИЕРАРХИЯ НАНО- И МИКРОДЕФЕКТОВ НА ПОВЕРХНОСТИ НАГРУЖЕННЫХ МЕТАЛЛОВ

Веттегрень В.И., Башкарев А.Я., Светлов В.Н., Морозов Г.И.

Victor.Vettegren@pop.ioffe.rssi.ru

Изучена структура ансамблей нано- и микродефектов, образующихся на поверхностях фольг меди, золота, молибдена, палладия под действием растягивающего напряжения, а также пятен коррозии на поверхности нержавеющей сталей. Установлено, что распределения дефектов и пятен коррозии по размерам термодинамически определено максимальным значением конфигурационной энтропии и описываются выражением Дж. Гиббса для термодинамической вероятности флуктуаций энергии. Дефекты и пятна коррозии образуют ряд статистических термодинамических ансамблей, энергия образования и средний размер в которых отличаются в 3 раза. Когда концентрация дефектов в одном из ансамблей достигает термодинамически оптимального значения  $\approx 5\%$ , при котором численная энтропия максимальна, ансамбль теряет устойчивость. В результате часть образующих его дефектов рассасывается, а другая трансформируется в дефекты следующего ансамбля. Приложенная к образцу нагрузка непрерывно рождает дефекты, образующие первый ансамбль, что приводит к периодическим колебаниям концентрации нанодфектов во всех четырех ансамблях (Рис.).

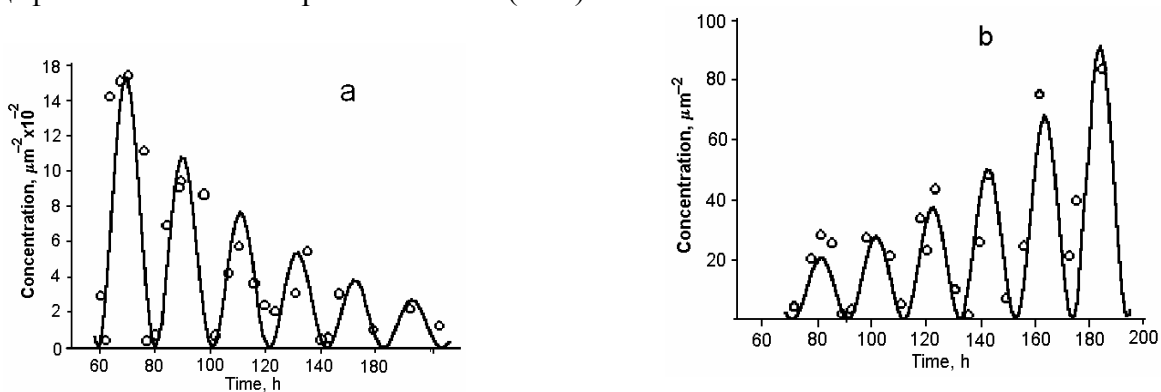


Рис. Осцилляции концентрации нанодфектов, образующихся на поверхности молибдена под действием растягивающего напряжения 800 МПа. Средний размер дефектов: *a* – 30 нм; *b* – 90 нм.

*Работа поддержана Министерством Образования РФ, Грант № E00-4.0-21*

## СТИМУЛИРОВАНИЕ ЗАЛЕЧИВАНИЯ МИКРОТРЕЩИН В ИОННЫХ КРИСТАЛЛАХ ВОЗДЕЙСТВИЕМ МАЛЫХ ДОЗ РЕНТГЕНОВСКОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Чиванов А.В., Поликарпов В.М., Попов В.Ф.

Россия, Тамбов, Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина  
feodorov@tsu.tmb.ru

Одним из методов восстановления прочностных характеристик кристаллов является залечивание микротрещин [1,2].

Цель работы определить влияние малых доз рентгеновского излучения на процессы залечивания трещин, полученных при асимметричном сколе, в щелочно-галоидных кристаллах (ЩГК).

Для облучения монокристаллов LiF, NaCl, с количественным содержанием примесей  $10^{-3}$  % вес, была использована установка ДРОН-2,0 в режиме нахождение с использованием медного анода с длиной волны  $\lambda = 1,54 \text{ \AA}$  и ДРОН-0,5 с использованием железного анода с длиной волны  $\lambda = 1,93 \text{ \AA}$ . Степень асимметричности скола  $\approx 0,6$ .

Время облучения кристаллов варьировалось от 1 до 11 минут. Напряжение  $20 \div 35 \text{ кВ}$ , ток  $8 \div 10 \text{ мА}$ , ширина щелей по 2 мм.

Экспериментально установлено, что при малом времени воздействия на кристаллы рентгеновского излучения, происходят заметные изменения дислокационной структуры у вершины трещины. Иногда могут исчезать целые линии скольжения образующие в исходном состоянии характерный дислокационный крест.

Обнаружено, что в зависимости от времени воздействия рентгеновского излучения изменяется не только число дислокаций у вершин трещин, но и длина залеченного участка, и длина лучей в дислокационных розетках.

Определен экспоненциальный характер зависимостей изменения плотности дислокаций у вершин трещин от времени экспозиции излучения.

Методом двойного травления установлено, что при воздействии рентгеновского излучения наблюдается движение дислокаций. Это движение происходит в лучах дислокационного креста и в области у вершины трещины.

Отмечено, что воздействие электромагнитного излучения рентгеновского диапазона вызывает релаксацию механических напряжений в вершине трещин за счет обратимого движения дислокаций и приводит к их частичному залечиванию.

Интенсивность залечивания и релаксации напряжений зависит от длины волны рентгеновского излучения. При уменьшении длины волны эффект увеличивается.

*Работа поддержана грантом РФФИ №02-01-01173.*

### Список литературы

1. Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Тялин Ю.И. Залечивание трещин, остановившихся при несимметричном сколе в щелочногалоидных кристаллах и кальците// ФТТ. –2000, Т. 42, № 4, С. 685-687.
2. Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Чиванов А.В. Электромагнитное стимулирование залечивания трещин в прозрачных диэлектриках //Тез. докл. XXXVII Международного семинара "Актуальные проблемы прочности" 3-5 июля 2001 года, Украина, - Киев, 2001, С. 421-422.

## К ВОПРОСУ О ДЕФОРМАЦИИ И РАСТРЕСКИВАНИЯ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ

Федоров В.А., Карыев Л.Г., Глушков А.Н.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина*  
feodorov@tsu.tmb.ru

Цель работы 1) разработать метод, позволяющий количественно оценить величину упругого прогиба индентируемого участка поверхности ионных кристаллов при различных нагрузках на индентор; 2) исследовать зависимость степени растрескиваемости ( $q_p$ ) кристалла от ориентации индентора Виккерса и влияние на нее: концентрации примесей и собственных точечных дефектов в кристалле; дислокационной структуры зоны индентирования; температуры образца. В экспериментах использовали монокристаллы LiF, NaCl и KCl с концентрацией примесей  $10^{-5} \div 10^{-2}$  wt. %. Исследования проводили на микротвердомере ПМТ-3. Нагрузку на индентор изменяли от 0,01 до 2 N, а температуру образца от 193 К до 393 К.

Основой решения первой задачи являлось индентирование поверхностей (001) кристалла в непосредственной близости от берегов искусственно введенной в кристалл по (010) трещины. При этом поверхность (001) вблизи берега трещины, подвергнутая воздействию индентора, испытывала упругий прогиб под нагрузкой. Противоположный берег трещины не испытывал прогиба, в результате чего на нем оставалась небольшая метка от ребра индентора. После индентирования между отпечатком и меткой наблюдали участок поверхности кристалла не попавший в отпечаток. Результаты опытов объяснены упругим перемещением индентируемого участка поверхности кристалла с формирующимся отпечатком в направлении действия нагрузки.

Во второй части работы отмечено, что при ориентации диагонали отпечатка параллельной  $\langle 110 \rangle$  происходит стабильное образование микротрещин в монокристаллах LiF. Степень растрескиваемости быстро убывает по мере разориентации индентора: при отклонении от указанной ориентации на  $\sim 12^\circ$  образование микротрещин практически не наблюдается. Для кристаллов с различной степенью чистоты трещиностойкость в исходных полосах скольжения по  $\langle 110 \rangle$  в  $5 \div 9$  раз выше трещиностойкости свободных от дислокаций участков. Степень растрескиваемости в полосах искусственно введенных в кристалл и затем состаренных также меньше, чем свободных от дислокаций участков. Край полосы более трещиностоек, чем ее середина. Монотонное уменьшение  $q_p$  при росте температуры объясняется тем, что в процесс пластического течения начинают включаться плоскости скольжения  $\{100\}$ . Это приводит к дополнительной релаксации напряжений. Разрушение монокристаллов NaCl и KCl при ориентации диагонали отпечатка параллельной  $\langle 110 \rangle$  не наблюдалось в связи с тем, что в них во всем интервале температур активны плоскости скольжения  $\{100\}$ . Предложен механизм разрушения.

Таким образом, 1) в работах, связанных с непрерывной регистрацией глубины внедрения индентора при микроиндентировании необходимо учитывать величину перемещения индентора, обусловленное упругой деформацией поверхности кристалла; 2) показано, что на значения механических характеристик поверхности щелочно-галогенидных кристаллов, определяемых методом микроиндентирования, оказывает влияние ориентация индентора.

*Работа поддержана грантом РФФИ №02-01-01173.*

## ПОВЕДЕНИЕ ПОВЕРХНОСТЕЙ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ НАГРЕВА И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ

Федоров В.А., Карьев Л.Г., Мексичев О.А.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина*  
feodorov@tsu.tmb.ru

Экспериментально обнаружены изменения поверхностей {100} щелочногалогидных монокристаллов в условиях воздействия на них постоянным электрическим полем в температурном интервале 293-1023 К. Опыты проводились по схеме плоского конденсатора. Между обкладками помещался образец. Одна грань кристалла контактировала с обкладкой. Между противоположной гранью и второй обкладкой создавался воздушный зазор ~0,1 мм. К обкладкам конденсатора прикладывалось постоянное электрическое напряжение 400 В.

Во всех опытах на исследуемой поверхности {100} образцов появлялись желеобразные сферические образования (“капли”) с характерными размерами 3-50 мкм. Размеры “капель” зависят от величины плотности тока. На всех исследуемых образцах появление “капель” сопровождается образованием на поверхности лунок кристаллографической ориентации. В результате длительного вылеживания при комнатной температуре, вещество новообразований кристаллизовалось.

Определены зависимости плотности тока, напряженности электрического поля в воздушном зазоре, поверхностной плотности заряда от температуры. Плотность тока экспоненциально возрастает с увеличением температуры. Независимо от полярности напряженность электрического поля в зазоре монотонно возрастала, оставаясь далее неизменной. Зависимости поверхностной плотности заряда для положительно и отрицательно заряженной поверхности имеют сходный характер – имеют пик и дальнейшее уменьшение величины, но на отрицательной поверхности значения плотности заряда на порядок ниже, чем на положительной поверхности при той же температуре. Температура (~850 К), при которой величина заряда максимальна, совпадает с температурой, при которой напряженность поля достигает наибольшего значения, оставаясь далее постоянной.

Обнаруженные зависимости напряженности поля, плотности тока и заряда объясняются диффузией более подвижных ионов металла по направлению электрического поля к свободной поверхности кристалла или от нее, в зависимости от приложенного напряжения. Ионы галоида практически неподвижны до предплавильных температур. Постоянное значение напряженности при высоких температурах объясняется насыщением свободной поверхности зарядом. Уменьшение плотности заряда связано с эмиссией ионов с поверхности. При отрицательно заряженной поверхности ионы металла оставляют приповерхностный слой, дрейфуя в направлении электрического поля. Внешнее электрическое поле и межоионные кулоновские силы способствуют разрушению поверхности. В случае положительно заряженной поверхности, ионы металла обогащают близлежащие области, не приводя к разрушению кристаллической решетки.

Результаты химического травления, индентирования и масс-спектрографии обработанных кристаллов показывают, что изменениям подвержен лишь тонкий приповерхностный слой кристалла. Образование капель и отличие физико-химических свойств приповерхностного слоя от свойств исходного материала объясняется бомбардировкой поверхности кристалла ионами воздуха и сублимацией ионов матрицы, что так же связано с накоплением объемного заряда у поверхности.

*Работа поддержана грантом РФФИ №02-01-01173.*



## СТОХАСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ДЕФЕКТНОЙ СРЕДЫ: ИЕРАРХИЯ ПРЕДЕЛЬНЫХ СОСТОЯНИЙ

Лепов В.В., Алымов В.Т., Ларионов В.П.  
ИФТПС СО РАН, г. Якутск  
lepov@iptpn.ysn.ru

Для учета вероятностного характера большинства процессов в технике вводятся их описание случайными событиями, величинами или функциями. В общем случае, описываемая случайной величиной многомерная функция является стохастическим полем  $\Pi(t, \mathbf{x})$ , где  $t$  – время, а  $\mathbf{x}$  – пространственные координаты. Моделирование случайных явлений носит название стохастического.

Разработан новый комплексный подход к оценке прочности и ресурса элементов конструкций, основанный на детерминированной феноменологической и структурной стохастической моделях, построенных, в свою очередь, на результатах эксперимента. Рассматриваются реализации моделей: 1) развития механической и коррозионной дефектности на основе концепции накопления поврежденности и решения задачи связанной диффузии-упругопластичности [1], 2) стохастической модели распространения трещины по механизму образования, роста и слияния мезодефектов [2].

Пределные параметры, характеризующие микроскопический и мезоскопический структурные уровни деформации, определяются как на основе физических подходов, предусматривающих рассмотрение дефектной среды в виде спинорного представления в пространстве аффинной связности, так и непосредственно из экспериментальных данных.

Экспериментальные исследования включают оптическую фрактографию, оптикотелевизионную съемку процесса деформирования образцов, туннельную сканирующую микроскопию поверхностей разрушения и пластичности модельных образцов и элементов конструкций, подверженных силовому, температурному и коррозионному воздействию, а также электронную растровую микроскопию. При этом процесс дефектообразования связан с диаграммой нагружения, получены поля векторов смещений, исследованы зоны локализации деформаций, развитие шейки на образце, оценены размеры и количество дефектов как на мезо-, так и на микроскопическом уровне поверхностей разрушения и областей пластичности.

Показано, что применение подхода микро-макроскопического моделирования и стохастических моделей позволяет получать полное представление о развитии дефектности в процессе затвердевания металла из расплава, начиная с образования пор в зоне смешения, и заканчивая формированием и развитием горячих и холодных трещин [3]. Таким образом, полностью может моделироваться процесс образования и развития дефектности, при этом предложен интегральный критерий, основанный на характеристиках мультифрактального спектра дефектных структур.

*Работа выполняется при поддержке РФФИ (гранты 01-01-00161-а; 00-15-99061-л; 00-01-96210-р98а, 00-02-96205-р98а), интеграционного комплексного проекта СО РАН №2, и гранта Минобразования и Минатома РФ (проект 1.53 «Атом»).*

1. Е.А. Архангельская, В.В. Лепов, В.П. Ларионов. Связная модель замедленного разрушения повреждаемой среды. //Физическая мезомеханика, 2001.- Т.4, № 5.- С.81-87.
2. Лепов В.В., Лепова К.Я., Алымов В.Т., Ларионов В.П. Стохастическое моделирование разрушения гетерогенной повреждаемой среды. //Там же, 2002.- Т.5, № 1.- (в печати).
3. Лепов В.В., Ларионов В.П., Алымов В.Т. Новые подходы к оценке предельного состояния конструкций. //Наука и образование, №3.- С.36-42.

## РОЛЬ ДЕФЕКТОВ В РАЗВИТИИ ЗАМЕДЛЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ ПОВРЕЖДАЕМОЙ СРЕДЫ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВОДОРОДА

Архангельская Е.А., Лепов В.В., Ларионов В.П.

*ИФТПС СО РАН, г. Якутск*  
lepov@iptpn.ysn.ru

Экспериментально и теоретически исследовано влияние водорода на процесс развития дефектности в материале. Методами оптической фрактографии и электронной сканирующей микроскопии образцов, разрушенных при комбинированном действии растягивающих напряжений и водорода, выявлено образование вторичных трещин и субмикротрещин, получены количественные характеристики дефектной структуры [1]. Моделирование развития механической и коррозионной поврежденности в гетерогенном материале ведется на основе связанного решения задачи накопления структурных повреждений и диффузии-упругопластичности [2].

Показано, что при низких температурах водород в существенном количестве находится в обратимых и необратимых ловушках, количество которых связано с дефектностью материала, сильно зависящей от уровня деформации. Решеточный водород играет второстепенную роль. Включения и примеси в материале также сильно увеличивают количество ловушек водорода.

Приведена постановка и численное решение задачи ВО для малогабаритного наводороженного растягиваемого образца на основе уравнений ассоциированного течения, связанной восходящей диффузии и накопления повреждений. Перенос водорода контролируется эффективным коэффициентом диффузии, зависящим от уровня поврежденности, и отражающим дислокационный транспорт водорода.

Использование системы уравнений, описывающих диффузию водорода в дефектной среде с одновременным учетом накопления повреждений и привлечением соотношений упругопластической задачи, позволяет одновременно решить несколько взаимосвязанных задач – определения НДС и распределения содержания водорода в поле механических напряжений, оценки времени начала разрушения (образования трещины) и характер развития поврежденности материала в различных областях зоны предразрушения.

Решение связанной задачи в приведенной постановке позволяет оценить не только критический уровень локальной концентрации водорода и продолжительность инкубационного периода замедленного разрушения, но и пространственно-временную конфигурацию предельной поврежденности, определяющую, в общем случае, траекторию распространения и ветвления трещины.

*Работа выполняется при поддержке РФФИ (гранты 01-01-00161-а; 00-15-99061-л; 00-01-96210-р98а, 00-02-96205-р98а), интеграционного комплексного проекта СО РАН №2 и гранта Минобразования и Минатома РФ (проект 1.53 «Атом»).*

1. Архангельская Е.А., Лепов В.В., Ларионов В.П. Метод оценки ресурса при водородном охрупчивании на основе модели накопления поврежденности и связанной диффузии. //Труды межд. конф. «Физико-технические проблемы Севера», 10-11 июля 2000 г., Якутск, Ч.II. С. 55-61.
2. Е.А. Архангельская, В.В. Лепов, В.П. Ларионов. Связная модель замедленного разрушения повреждаемой среды. //Физическая мезомеханика, 2001. Т.4, № 5. С.81-87.

## ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИОННЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ТРАНСПОРТ ВОДОРОДА В Al

Э.Лунарска<sup>1</sup>, Т.А.Рюмшина<sup>2</sup>, О.Черняева<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Institute of Physical Chemistry of Polish Academy of Sciences,  
Kasprzaka 44/52, 01-224 Warsaw, Poland, ellina@ichf.edu.pl*

<sup>2</sup>*Донецкий Национальный Технический Университет,  
Артема 58, 83000, Донецк, Украина, ryumshina@donapex.net*

Известно, что насыщение металлов и сплавов водородом сильно влияет на водородную хрупкость. Однако в некоторых условиях присутствие водорода значительно облегчает деформирование хрупких материалов. Хотя проникание водорода в Al и его сплавы должно способствовать их охрупчиванию, данные исследований противоречивы. Настоящая работа посвящена исследованию прохождения водорода сквозь Al мембрану при наложении катодной поляризации к ее входной поверхности.

Для исследований использовалась фольга Al чистотой 99.95% и толщиной от 2.5  $\mu\text{m}$  до 1 мм. Образец помещался в специальную камеру, состоящую из двух изолированных ячеек, прилегающих к каждой из сторон мембраны. С целью защиты от образования окисной пленки выходная поверхность мембраны была покрыта тонким слоем палладия. Прохождение водорода сквозь мембрану измерялось путем измерения плотности тока на выходной стороне в зависимости от времени с помощью метода, описанного в работе [1]. После установления равновесного значения тока, к входной поверхности прикладывалась катодная поляризация, которая способствовала дополнительному проникновению водорода в пластину их электролита. Казалось бы, усиленное проникание водорода должно было бы привести к увеличению тока проницаемости на выходе из пластины, однако на опыте наблюдается его уменьшение. При этом параметры минимума плотности тока  $\Delta J$  зависят как от степени поляризации, так и от толщины пластины.

Как мы полагаем, причиной наблюдаемого эффекта является проявление конкурирующего действия двух процессов: процесса проникновения водорода сквозь материал и процесса перераспределения уже имеющегося в мембране водорода в поле напряжений, индуцированных внешним потоком водорода. Согласно решению уравнения диффузии проникание водорода осуществляется достаточно медленно, и время установления равновесной концентрации составляет 3 мин. Однако упругая механическая деформация, обусловленная концентрационным расширением, распространяется по объему со скоростью звука. Области пластины, находящиеся в прифронтальной зоне впереди диффузионного потока, подвергаются растяжению. Из-за локального деформационного увеличения объема, водород, уже имеющийся в пластине, будет перераспределяться (идет восходящая диффузия), устанавливая новое временное равновесное распределение в пластине, зависящее от деформационного состояния. Отток водорода из областей, прилегающих в выходной границе, вглубь пластины приводит к появлению минимума на временной зависимости выходящего тока. Проведено аналитическое описание явления. Для известной концентрации, подаваемой в мембрану при катодной поляризации, определялось поле деформации в пластине. Затем находилось изменившееся распределение концентрации водорода, которое стало неоднородным и определялось новое равновесное распределение в соответствии с законом Фика. Результаты теоретического описания коррелируют с экспериментальными данными.

1. M.A.Devanathan, L.Stachurski. J.Electrochem. Soc. 111 (1964), 619.

## РОЛЬ ГРАНИЦ ОБЩЕГО И СПЕЦИАЛЬНОГО ТИПОВ НА ПРЕДЕЛЕ ТЕКУЧЕСТИ И СООТНОШЕНИЕ ХОЛЛА-ПЕТЧА

\* Коновалова Е. В., \*\* Перевалова О. Б., \*\*\* Конева Н. А., \*\*\* Козлов Э.В.

\* *Сургутский государственный университет, ул. Энергетиков, 14, 626400  
Сургут, Россия*

\*\* *Институт физики прочности и материаловедения, пр. Академический, 2/1,  
634000 Томск, Россия*

\*\*\* *Томский государственный архитектурно-строительный университет, пл.  
Соляная, 2, 634003, Томск, Россия  
kozlov@mail.tomsknet.ru*

Методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии в работе показано, что при деформациях, соответствующих пределу текучести, зернограничные источники работают более интенсивно в границах общего типа, чем в специальных границах, а вероятность передачи скольжения через специальные границы больше, чем через границы общего типа.

Методами оптической металлографии проведен статистический анализ зеренной структуры сплава Ni<sub>3</sub>Fe в состоянии с ближним атомным порядком и средним размером зерен 40, 127 и 215 мкм. Поликристалл состоит из зерен, ограниченных границами общего типа, часть которых содержит внутри специальные границы.

В работе проведены исследования механических свойств, проанализированы зависимости предела текучести от размеров зерен, ограниченных границами общего типа, и от расстояния между ближайшими границами. Соответственно были построены зависимости  $\sigma = f(d^{1/2})$  и предпринята попытка оценить вклады в напряжение деформирования со стороны границ общего и специального типов на пределе текучести, используя соотношение Холла-Петча, которое связывает напряжение течения ( $\sigma$ ) и средний размер зерна ( $\bar{d}$ ):

$$\sigma = \sigma_0 + k d^{\frac{1}{2}},$$

где  $\sigma_0$  – сопротивление скольжению в теле зерна, а коэффициент  $k$  характеризует способность границы передавать деформацию из зерна в зерно.

Анализ соотношений Холла-Петча показал, что коэффициент  $k$  больше, если за размер зерна принимать среднее расстояние между ближайшими границами, а не средний размер зерен, ограниченных границами общего типа. Это означает, что специальные границы также оказывают сопротивление распространению пластического сдвига, но значительно меньше, чем границы общего типа.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НЕОДНОРОДНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

Семенова О.В., Морозов О.А.

*Нижегородский государственный университет им.Н.И.Лобачевского*  
sov@nifti.unn.ru

В работе предлагается методика количественного определения полей неоднородных деформаций, эволюционирующих в ходе пластического деформирования материала. На базе данной методики могут быть построены экспериментальные методы, которые послужат инструментом для физической мезомеханики – перспективного научного направления в изучении процессов пластической деформации. В последние десятилетия мезомеханика развивается достаточно быстрыми темпами и требует развития соответственной экспериментальной базы, поэтому разработка экспериментальных методов для динамической оценки структурно-чувствительных характеристик на разных масштабных уровнях является актуальной. Установлено, что при пластическом деформировании материалов происходит локализация деформаций на поверхности, вследствие чего поля компонентов тензора деформаций являются существенно неоднородными. Предлагаемая методика должна позволить оценивать такие поля с заданным пространственным разрешением. Оценка деформации основана на анализе непосредственно рельефов деформируемой поверхности до и после деформации с помощью методов компьютерного моделирования, поскольку именно на поверхности находят свое отражение процессы деформирования.

Основная идея работы заключается в применении к задаче оценки деформаций методов многомерной оптимизации. В качестве оптимизируемого функционала выступает среднеквадратичное рассогласование значений высот деформированного рельефа поверхности и приближаемого к нему модельного. Модельный рельеф строится на основе реального недеформированного рельефа и текущей оценки значений деформаций путем изменения координат с использованием специальной процедуры интерполяции. Параметрами оптимизации являются непосредственно значения всех компонент плоского тензора деформаций на участках поверхности, следовательно, координаты минимума рассматриваемого функционала являются искомым распределением.

Данный подход был успешно применен в одномерном случае для восстановления функции распределения неоднородных деформаций по одномерным профилям поверхности [1]. Поскольку двумерная задача значительно сложнее (увеличение размерности, проблема многоэкстремальности функционала), она требует модификации данного подхода. Разработано несколько алгоритмов решения задачи: с использованием начальных приближений, методов глобальной оптимизации на основе вероятностного подхода, схема последовательных приближений. В настоящее время за основу взята схема последовательных приближений, которая позволяет улучшить сходимость алгоритмов, реализующих метод многомерной оптимизации. Суть ее состоит в том, что процедура оптимизации проводится в несколько этапов с целью последовательного уточнения распределений деформаций. На каждом этапе увеличивается количество разбиваемых участков, при этом оцененные на предыдущем этапе поля деформаций являются начальным приближением для последующего этапа. В результате оцениваются все четыре компоненты плоского тензора деформаций.

1. Минеев С. А., Морозов О. А., Сотникова О.В., Гущина Ю. Ю. Построение функции деформации на поверхности образца по топографическим данным сканирующей зондовой микроскопии // *Поверхность*, № 7, 2000. С. 96-98.

## НЕРАВНОВЕСНЫЕ ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН В МЕТАЛЛАХ. ТЕОРИЯ И ПРИЛОЖЕНИЯ

Чувильдеев В.Н.

*Нижегородский государственный университет, Россия,  
fmv@phys.unn.runnet.ru*

Проведено теоретическое описание структуры, термодинамических параметров и диффузионных свойств равновесных и неравновесных большеугловых границ зерен. Показано, что структура границ может быть описана с помощью «островковой модели». При этом основным параметром, характеризующим распределение островков и, соответственно, структурное состояние границ, является свободный объем. Предложена модель, позволяющая связать величину свободной энергии и энтропии границ с величиной свободного объема и термодинамическими константами материала. Предложена новая модель диффузии в границе, имеющей островковое строение. Модель основана на представлениях о гетерофазных флуктуациях, при которых меняются размеры островков, имеющих высокую диффузионную проницаемость. Показано, что аномалии в диффузионных параметрах и термодинамических характеристиках неравновесных границ являются следствием увеличения их свободного объема за счет свободного объема, вносимого попавшими в границы решеточными дислокациями. Получены выражения, описывающие изменение энергии границ и их диффузионных параметров при их взаимодействии с отдельными дислокациями и с потоками решеточных дислокаций. Определена зависимость коэффициента зернограничной диффузии от скорости деформации и параметров структуры материала.

На основе теории неравновесных границ зерен рассмотрены процессы, контролируемые диффузией в неравновесных границах зерен. Описаны особенности зернограничной диффузии, зернограничного проскальзывания, процессов возврата и рекристаллизации в материалах с неравновесными границами зерен – нано- и микрокристаллических металлах и сплавах, приготовленных по технологии многоциклового равноканального углового прессования.

*Авторы благодарят за поддержку Международный научно-технический центр ISTC (грант 1413-00), РФФИ (грант 00-02-16546), а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-исследовательский и образовательный центр сканирующей зондовой микроскопии (НОЦ СЗМ) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.*

# ЗЕРНОГРАНИЧНАЯ ДИФФУЗИЯ ПРИМЕСЕЙ И ПОЛЗУЧЕСТЬ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Колобов Ю.Р., Иванов М.Б.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*  
kolobovispms@mail.tomsknet.ru

Рассмотрены основные особенности зернограничной диффузии примесей замещения из внешнего источника (покрытия) в наноструктурных (полученных воздействием интенсивной пластической деформации) металлах (никеле, меди, титане) в сравнении с соответствующими для границ зерен в крупнозернистом и нанокристаллическом (на примере электроосажденного никеля) состояниях. Обсуждаются физические причины увеличения диффузионной проницаемости границ зерен в наноструктурном состоянии в сравнении с соответствующей для крупнозернистых металлов и бикристаллов.

Проведен анализ закономерностей и физических механизмов развития пластической деформации при ползучести металлических поликристаллов, наноструктурных металлов и дисперсноупрочненных нанокомпозитов на их основе в условиях воздействия направленными зернограничными диффузионными потоками примесей элементов замещения из внешнего источника (покрытия).

Обосновывается определяющая роль диффузионно-контролируемых процессов на границах зерен в развитии зернограничного проскальзывания при ползучести и сверхпластическом течении поликристаллических наноструктурных металлов и сплавов в интервале температур их практического использования (на примере сплавов на основе Ni, легированного Ni<sub>3</sub>Al, Al-Mg-Li и других). На примере результатов оригинальных исследований механических свойств, термостабильности структуры и ползучести, в том числе в условиях воздействия зернограничными диффузионными потоками примесей из внешнего источника (покрытия), дисперсноупрочненных нанокомпозитов на основе указанных выше металлов обоснована идея использования дисперсного упрочнения наночастицами оксидов и карбидов для повышения термостабильности структуры и подавления эффектов разупрочнения, связанных с одновременным воздействием температуры, нагрузки и диффузии из внешней среды.

Исследована возможность реализации низкотемпературной и/или высокоскоростной сверхпластичности в наноструктурных металлах и сплавах. Обсуждаются особенности сверхпластичного поведения наноструктурных материалов в сравнении с соответствующим для мелкозернистых.

## КИНЕТИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ РОСТА ПОРИСТОСТИ И МИКРОТРЕЩИН В ОТСУТСТВИИ ВАКАНСИОННОГО ПЕРЕСЫЩЕНИЯ

Васильев Л.С.

*Удмуртский государственный университет, г. Ижевск, Россия*

*lvas@uni.udm.ru*

Современная теория образования и роста несплошностей (пор и микротрещин) в твердой фазе всегда явно или неявно предполагает наличие некоторого пересыщения в среде по вакансиям. В этом случае основным механизмом роста на начальной стадии является процесс самодиффузии вакансий в сторону меньших концентраций, локализованных вблизи несплошностей. Влияние растягивающих нагрузок учитывается соответствующей перенормировкой величины пересыщения. Если же вакансионное пересыщение изначально отсутствует, для объяснения механизмов роста под нагрузкой приходится вводить дополнительные источники неравновесных вакансий, связанные с различными носителями пластической деформации (дислокациями, границами зерен и т.п.).

В такой постановке теория содержит ряд противоречий и не всегда может разумно объяснить известные экспериментальные данные. Действительно, допустим, что одиночная сферическая пора находится в равновесии со средой и, следовательно, с вакансионной подсистемой, имеющей равновесную концентрацию  $n_{v0}$ . Приложим к среде гидростатическое растягивающее напряжение  $p$ . Тогда равновесная концентрация вакансий  $n_v(p)$  должна вырасти и стать больше  $n_{v0}$ . Это означает, что в начальный момент времени (сразу после приложения нагрузки) в среде возникнет недосыщение по вакансиям. Согласно имеющейся теории, пора должна начать уменьшаться в размерах, восстанавливая вблизи себя равновесную концентрацию вакансий, соответствующую растяжению  $p$ . Опыт, однако, показывает, что это не так. При понижении давления пора имеет тенденцию к росту. Аналогичное противоречие возникает и в случае сжатия среды.

Особенностью рассмотренного случая является то, что гидростатическое воздействие влияя на концентрацию равновесных дефектов, не меняет распределения дислокаций и межзеренных границ. Поэтому дополнительные источники неравновесных вакансий в объеме среды отсутствуют. Ситуация становится еще более прозрачной, если предположить, что пора получена в результате отжига, и неравновесных дефектов просто нет (т.к. они отожджены). Тем не менее, и такая пора должна расти при растяжении.

Исправить сложившееся положение можно, если найти иные термодинамические стимулы для образования и роста несплошностей, не связанные с вакансионным пересыщением. Один из возможных способов решения этой проблемы предлагается в этом докладе. Он основан на признании того факта, что разрушение является процессом структурно-фазового превращения первого рода. В этом случае для образования и роста несплошностей появляется новый термодинамический стимул, связанный со структурно-фазовой неустойчивостью сплошного тела. Используя это, можно показать, что поры и микротрещины могут зародиться и расти под нагрузкой без вакансионного пересыщения.



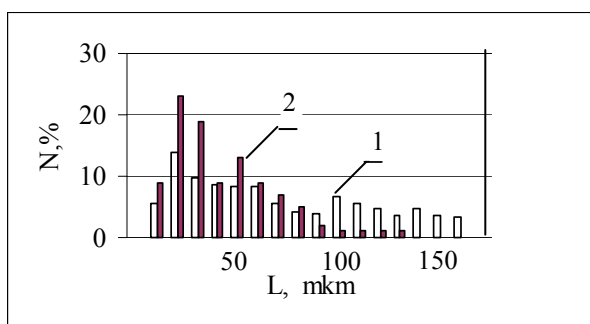
## ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ НА ИХ ПОДВИЖНОСТЬ

Чикова Т. С.

Мозырский государственный педагогический институт, Мозырь, Беларусь  
mozinst@mail.ru

Характерной особенностью процесса развития клиновидных двойников в кристаллических телах является непрерывное изменение структуры поверхностей границ раздела. Поскольку двойничающие дислокации в этом случае не выходят из кристалла, деформация, накапливаясь на двойниковых границах, приводит к появлению локальных микронапряжений и становится основной причиной самоторможения развития очагов двойникового. Высокий уровень ориентированных внутренних напряжений в зоне двойниковых границ, по-видимому, обуславливает обратимость пластической деформации при двойниковании и основные закономерности гистерезисных явлений, которые наблюдаются на единичных двойниках в металлических кристаллах [1]. Плотность двойничающих дислокаций на границах раздела является определяющим фактором в поведении двойников при нагружении.

При импульсном воздействии двойники ведут себя неоднозначно: одни растут, другие сокращаются; на разных участках одного и того же двойника часто наблюдаются противоположные процессы двойникования и раздвойникования.



Изучены различные виды неустойчивости кристаллической решетки на границах клиновидных двойников в висмуте при действии на кристаллы во время индентирования со статической нагрузкой 0,1 Н кратковременных импульсов тока плотностью 500 А/мм<sup>2</sup>, длительностью 10<sup>-5</sup> с. Количественный анализ процессов двойникования–раздвойникования проводился путем

сопоставления статистических распределений двойников по величине перемещений двойниковых вершин. Для растущих (гистограмма 1) и сокращающихся (гистограмма 2) двойников зависимости  $N(L)$  существенно различны, что обусловлено характером взаимодействия двойничающих дислокаций с препятствиями. С ростом плотности двойничающих дислокаций на границах раздела повышается устойчивость двойниковых границ к импульсным нагрузкам.

Обнаруженные особенности поведения клиновидных двойников при импульсных нагрузках в сочетании с известными литературными данными о скачкообразном развитии двойников в металлах [2] позволяют предположить, что основным фактором, обуславливающим кинетику двойникования металлов, является взаимодействие коллективов двойничающих дислокаций с препятствиями.

1. Башмаков В. И., Яковенко Н. Г. Экспериментальное исследование гистерезисных свойств остаточных двойниковых прослоек в кристаллах висмута // ФММ, 1968. Т. 26, Вып. 4. С. 606-609.
2. Финкель В. М. Физика разрушения. М.: Металлургия, 1970. 376 с.

## **ВЛИЯНИЕ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ НА ДИНАМИКУ МИКРОТРЕЩИНЫ В ТИТАНЕ. КОМПЬЮТЕРНЫЙ ЭКСПЕРИМЕНТ**

Дроздов А.Ю., Баранов М.А., Баянкин В.Я.

*Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск*

В работе проведено изучение эволюции микротрещины в модельном кристаллите ГПУ – решеткой (чистый титан и титан с примесью Mn) при одноосном растяжении после ионной имплантации ионов инертных газов. Компьютерный эксперимент проводился с использованием программы MMDYN, основанной на применении метода молекулярной динамики. Система многочастичных уравнений Ньютона решается численными методами. Отвод энергии от системы осуществляется введением вязких сил. Для описания взаимодействия между атомами используются потенциалы парного взаимодействия, рассчитанные на основе псевдопотенциала. Начальная конфигурация атомов кристаллита представляла собой трехмерную пленку толщиной 20 атомных слоев. Выбор граничных условий и модель трещины подробно описаны в работе [1]. После ионной имплантации исследовалось поведение микротрещины при растяжении кристаллита при нагрузках, заведомо больше критических.

Проведено сравнение динамики развития микротрещины в облученных и необлученных образцах при одноосном растяжении. Показано, что в чистых металлах распространение трещин не происходит. Они затупляются, их основание уширяется, а внутренние напряжения снимаются за счет возникновения дислокаций различного типа и «шейки» напротив трещины. То есть, реализуются механизмы типичного вязкого разрушения. Выявлено различие в микромеханизмах распространения трещин облученных и необлученных образцов при наличии примеси. Обсуждается влияние ионной имплантации на распространение трещин при деформации. Проводится сравнение динамики развития микротрещины в металлах с различным типом решетки, обсуждается роль примеси при ионной имплантации.

1. Баранов М.А., Дроздов А.Ю. и др. Атомные механизмы развития микротрещины в чистых ГЦК- и ОЦК-металлах и с примесью водорода // ЖТФ. 2000. Т.70, Вып.4, С.46-51.

## РОЛЬ ДЕФЕКТОВ УПАКОВКИ В ПРОЦЕССЕ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ СЛОИСТЫХ СТРУКТУР В АЛМАЗОПОДОБНЫЕ ПРИ УДАРНОМ СЖАТИИ

Курдюмов А.В., Бритун В.Ф.

*Ин-т проблем материаловедения НАНУ, Киев, Украина*  
eezas@imp.kiev.ua

Для слоистых графитоподобных структур характерны два вида дефектов упаковки - турбостратные и политипные. Турбостратные дефекты, присущие только резко анизотропным слоистым структурам, образуются поворотом или смещением слоев на произвольную величину, вследствие чего между слоями нарушается закономерная кристаллографическая связь. Политипные дефекты, в отличие от турбостратных, образуются закономерным смещением слоев в эквивалентные позиции (подобно дефектам упаковки в ГПУ структурах).

Турбостратные и политипные дефекты упаковки играют важную, но различную роль в процессе мартенситных превращений графитоподобных структур в алмазоподобные. Поскольку в тетраэдрических структурах турбостратные дефекты упаковки образоваться не могут, эти дефекты исходной структуры являются препятствиями на пути развития мартенситного превращения. Особенно сильно влияние турбостратных дефектов проявляется при высоких давлениях ударного сжатия, время действия которых (порядка 1 мкс) достаточно для мартенситного превращения, а кинетические условия не могут обеспечить отжиг дефектов. Зависимость степени превращения ( $\xi$ ) графитоподобного ВН в вюрцитную модификацию от концентрации турбостратных дефектов упаковки ( $\gamma$ ) в исходной структуре при различных условиях ударного сжатия исследована нами в [1]. Установлено, что при давлении 15 ГПа с увеличением  $\gamma$  от 0,05 до 0,10 величина  $\xi$  уменьшается от 80% до нуля; повышение давления до 30 ГПа обеспечивало  $\xi = 60\%$  даже при больших  $\gamma$ . Полученные зависимости объясняются тем, что с ростом  $\gamma$  уменьшаются расстояния между турбостратными дефектами, и при некотором критическом значении  $\gamma^*$  все эти расстояния оказываются меньше размера устойчивого критического зародыша новой фазы. При увеличении давления критический размер зародыша уменьшается, и мартенситное превращение становится возможным.

Роль политипных дефектов упаковки проявляется в том, что они, с одной стороны, могут наследоваться образующейся алмазоподобной фазой, а с другой - тормозят развитие призматических сдвигов в исходной решетке, благодаря которым в структуре вюрцитного ВН образуются инверсионные границы. Этот вид дефектов формально напоминает антифазную границу, но образуется не при упорядочении твердого раствора, а в результате мартенситного превращения слоистой структуры [2]. Инверсионные границы играют важную роль в процессе спекания порошков вюрцитного ВН и превращения его в стабильную при высоких давлениях сфалеритную фазу.

1. Курдюмов А.В., Боримчук Н.И., Островская Н.Ф. и др. Сверхтвердые материалы. 1996. №6. С.48-54.
2. V.F.Britun, A.V.Kurdyumov. Journal of Materials Science. 1999. **34**. P.5677-5680.

## УЧЁТ ВЛИЯНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ЭФФЕКТОВ ПРИ ОЦЕНКЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПО КРИТЕРИЮ ГРИФФИТСА-ОРОВАНА

Барон А.А., Бахрачева Ю.С.

*Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия*  
detmash@vstu.ru

Ранее [1] нами была предложена методика оценки трещиностойкости пластичных сталей по энергетическому критерию Гриффитса – Орована. При этом коэффициент интенсивности напряжений  $K_{Ic}$  определяется как

$$K_{Ic} = \sqrt{\frac{2E}{1-\mu^2} \gamma_p}, \quad (1)$$

где  $E$  – модуль Юнга;  $\mu$  - коэффициент Пуассона;  $\gamma_p$  - удельная энергия, затраченная на пластическую деформацию, необходимую для нестабильного роста трещины.

Было показано существование линейной зависимости между  $K_{Ic}$  и удельной энергией пластической деформации  $\gamma_p$  в зоне микропластичности перед фронтом трещины и предложен способ расчета величины  $\gamma_p$  по параметрам диаграммы растяжения. Зависимость  $K_{Ic}$  от  $\gamma_p$  линейна и описывается уравнением:

$$K_{Ic} = 275,88 \gamma_p + 28,751. \quad (2)$$

Наличие свободного члена в данном уравнении не согласуется с моделью Гриффитса – Орована (формула (1)). Есть основания предполагать, что это может быть следствием влияния зернограничных эффектов при низких значениях  $K_{Ic}$ .

Тогда, в случае, когда размер пластической зоны  $r$  соизмерим с размером ферритного зерна, в уравнении Холла – Петча  $\sigma_T = \sigma_0 + k_y d^{1/2}$  отсутствует зернограничное упрочнение  $k_y d^{1/2}$  и предел текучести  $\sigma_T$  определяется только сопротивлением кристаллической решетки  $\sigma_0$ . Следовательно, при низких значениях  $K_{Ic}$  (например, при температуре  $T = 77$  К)  $\sigma_T = \sigma_0$ .

Далее мы оценивали величину  $\sigma_0$  для ряда феррито–перлитных сталей, затем рассчитывали размер пластической зоны как

$$r = \frac{1-\mu^2}{2\pi} \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_0} \right)^2 \quad (3)$$

и определяли величину скорректированной удельной энергии пластической деформации при низких температурах. Зависимость  $K_{Ic}$  ( $\gamma_p$ ) после пересчета описывается уравнением:

$$K_{Ic} = 303,56 \gamma_p + 8,394. \quad (4)$$

Видно, что величина свободного члена в уравнении зависимости  $K_{Ic}(\gamma_p)$  существенно уменьшилась. Таким образом, установлено, что наличие свободного члена в уравнении (2) определяется, в основном, отсутствием влияния границ зерен на предел текучести при низких значениях  $K_{Ic}$ . Некоторое отличие свободного члена от 0 в уравнении (4) может быть связано с погрешностями в расчетах, а также тем, что модель не учитывает энергии образования новых поверхностей.

1. Барон А.А., Гевлич Д.С. Применение энергетического критерия Гриффитса для прогнозирования трещиностойкости корпусных и трубных сталей. // Научные

труды V Международного семинара «Современные проблемы прочности» им. В.А.Лихачёва, Т.1, Великий Новгород, 2001. С.188–192.

**ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ГЛУБИНЫ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ  
ПОВРЕЖДЕНИЙ, ВОЗНИКАЮЩИХ В ХРУПКИХ  
ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ИХ ОБРАБОТКЕ  
СВОБОДНЫМ АБРАЗИВОМ**

Литвинов М. Ю. <sup>\*)</sup>, Литвинов Ю. М., Хуснетдинов И. А.,  
Цыпленков И. Н., Яковлев С. П.

<sup>\*)</sup> ИМАШ РАН, ОАО “Элма”, г. Москва  
litv@elma.zgrad.ru

Предложена модель, позволяющая прогнозировать глубину приповерхностного повреждённого слоя, возникающего при различных условиях механической обработки рабочей поверхности полупроводниковых материалов свободным абразивом. Модель базируется на идее, что съём материала при абразивном воздействии на поверхность хрупких керамик и полупроводников осуществляется путём образования и распространения боковых трещин в зоне контакта абразивной частицы с обрабатываемой поверхностью. Глубина формируемого при этом трещиноватого слоя  $h_{тр.сл}$  определяется глубиной образования боковых трещин  $h_i$ :

$$h_{тр.сл.} = h_i = \alpha \cdot \frac{E^{1/2}}{H} \cdot F^{1/2}, \quad (1)$$

где  $F$  – нормальная нагрузка на нагружаемую абразивную частицу,  $E$  и  $H$  – соответственно модуль Юнга и твердость рабочей поверхности,  $\alpha$  – безразмерный коэффициент, зависящий от формы абразивной частицы. Для абразивных частиц-инденторов различной формы различна и зависимость глубины проникновения абразивной частицы в материал  $h$  от приложенной нагрузки  $F$ :  $F \sim h^n$ , где  $n = 1, 3/2$  и  $2$ , соответственно, для плоского индентора (штампа), сферического индентора и конического (острого) индентора.

Глубина проникновения абразивного зерна  $h$  в обрабатываемую поверхность связана с твёрдостью материала рабочего инструмента (шлифовальника)  $H_c$ , и средним размером абразивной частицы,  $d_3$ , соотношением:

$$h = d_3 \cdot \left[ 1 + \left( \frac{H}{H_c} \right)^{1/2} \right]^{-1}. \quad (2)$$

Комбинируя (1) и (2) с учётом  $F \sim h^n$  имеем:

$$h_{тр.сл.} \cong \alpha \cdot \frac{E^{1/2}}{H} \left\{ d_3 \cdot \left[ 1 + \left( \frac{H}{H_c} \right)^{1/2} \right]^{-1} \right\}^{n/2} \quad (3)$$

Выражение (3) позволяет прогнозировать изменение глубины приповерхностного повреждённого слоя при изменении кристаллографической ориентации поверхности обрабатываемого монокристалла, типа легирования и концентрации легирующей примеси в обрабатываемом материале, среднего размера абразивного зерна при одинаковой форме частиц, формы абразивных частиц (меняется  $\alpha$  и показатель  $n$ ), твёрдости материала рабочего инструмента. Предложенные модельные представления использованы при анализе процесса двустороннего шлифования пластин кремния свободным абразивом различной зернистости и формы, а также процесса многопроволочной резки полупроводниковых соединений  $A^{III}B^V$ .

## МЕХАНИЗМЫ И КИНЕТИКА РОСТА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН

Фишгойт А.В.

ЦИАМ, Москва, ciamrtc@mail.sitek.ru

Выполнена серия работ по экспериментальному исследованию характера роста трещин на образце, нагружаемом циклически в электронном сканирующем или оптическом микроскопе [1, 2]. Анализировалось взаимодействие вершины растущей трещины с элементами структуры металла.

Исследования были проведены на алюминиевых титановых и никелевых сплавах. На различных материалах реализовывались разные механизмы взаимодействия трещин со структурой. Однако на всех материалах в подавляющем большинстве случаев трещина двигалась прерывисто. То есть она оставалась неподвижной, будучи задержана каким-либо структурным препятствием, в течение сотен или тысяч циклов нагружения, затем разрывала это препятствие и за единицы или десятки циклов проходила отрезок материала до следующего препятствия. Затем процесс повторялся. Микрорельеф, наблюдаемый при росте трещин, имел преимущественно квазисколовый и сколовый, то есть структурно зависимый, характер.

Предложена модель движения трещины. Предполагается, что вдоль направления движения трещины квазипериодически расположены структурные препятствия, которые разрушаются при достижении на них определенной критической величины пластической деформации при циклическом нагружении. Критическая деформация накапливается путем суммирования номинальных деформаций материала и сингулярных, определяемых полем напряжений у вершины трещины. Такой подход дал возможность получить формулы для расчета скорости роста малых трещин и больших трещин на начальном структурно зависимом сколовом и квазисколовом участке их роста. При достаточно больших коэффициентах интенсивности напряжений (КИН) формула, полученная для больших трещин, аналогична уравнению Пэриса.

Возможен другой механизм роста усталостной трещины. Будем считать, что трещина продвигается вперед при каждом цикле нагружения. Структура металла сама по себе не влияет на механизм движения трещины, такое влияние оказывается опосредованно через изменение свойств материала. Участок металла перед трещиной подвергается циклическому деформированию с все увеличивающейся амплитудой по мере приближения к нему ее вершины. При этом происходит накопление деформации. После выхода участка металла на вершину трещины следующий цикл нагружения доводит остаточную деформацию до критической величины и участок металла разрушается. В результате происходит продвижение трещины на ширину участка и образуется усталостная бороздка. Затем процесс повторяется.

При этих предположениях с учетом общей приближенности вычислений скорость роста трещины оказывается пропорциональна квадрату КИН.

Реальная зависимость макроскорости трещины от размаха КИН является результатом взаимодействия описанных механизмов и объясняется на основании схемы микронепрямолинейности фронта усталостной трещины.

1. Фишгойт А.В., Майстров В.М., Розанов М.А. Механизм роста коротких трещин и долговечность деталей // Физико-Химическая Механика Материалов (ФХММ) 1994 - № 4.
2. А.Г.Демидов, М.А.Розанов, А.В.Фишгойт, С.А.Черкасова Разработка моделей роста коротких и длинных трещин в металлических материалах при циклическом нагружении // Вопросы материаловедения –2001-№1(25) – с.63-76.

## ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ В ВЕРШИНЕ МАКРОТРЕЩИНЫ

Котречко С.А. Попович. В.А.

*Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАНУ, г. Киев, Украина*

kotr@imp.kiev.ua

Разрушение металлов и сплавов в условиях концентрации напряжений, создаваемых надрезами и острыми трещинами всегда сопровождается локальной пластической деформацией. Это означает, что для определения локальных характеристик разрушения необходимо решать нелинейную краевую задачу. В настоящее время для этой цели используют критерий текучести Мизеса. Известно, что критерий Мизеса хорошо аппроксимирует предельную кривую текучести металлов и сплавов с ГЦК решеткой в широком интервале температур. Для металлов и сплавов с ОЦК решеткой критерий Мизеса выполняется только в области комнатных температур. При низких температурах наблюдается значительное отклонение экспериментальных данных от предельной кривой, рассчитанной по этому критерию [1]. Физическая природа этого эффекта рассматривалась в работе. [2], где было показано, что это отклонение вызвано особенностями низкотемпературного скольжения ОЦК металлов, которые заключаются во влиянии нормальных напряжений на величину сопротивления сдвигу. В условиях действия растягивающих напряжений это вызывает снижение напряжения, необходимого для пластической деформации металла. Максимальные значения трехосности напряженного состояния можно получить в окрестности надрезов. В связи с этим представляет интерес оценить величину указанного эффекта для трещины, которая является предельным случаем острого надреза. В настоящей работе эта задача решалась путем сопоставления решений методом конечных элементов (МКЭ) нелинейной краевой задачи для образца с трещиной, полученных с использованием критерия Мизеса и предложенного в работе [3] критерия, который учитывает особенности низкотемпературной текучести металлов с ОЦК решеткой.

Согласно полученным данным зависимость предела текучести от величины нормальных напряжений, которая наблюдается при низкотемпературной пластической деформации ОЦК - металлов и сплавов, может приводить к снижению напряжения течения ( $\sigma_i^T$ ) в вершине трещины по сравнению с таковым при одноосном растяжении. Степень этого снижения увеличивается с понижением температуры испытаний и увеличением нагрузки на образец с трещиной.

Применение критерия Мизеса для расчета напряженно-деформированного состояния в вершине трещины для образца из мало- и среднеуглеродистой стали при температуре порядка 120К приводит к завышению величины максимальных растягивающих напряжений на  $\approx 25\%$ , занижению на  $\approx 40\%$  величины интенсивности локальных пластических деформаций и двукратному занижению жесткости напряженного состояния.

1. Писаренко Г.С., Лебедев А.А. Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии. – К.: Наук. думка, 1976. – 415с.
2. Влияние особенностей скольжения в ОЦК-решетке на текучесть поликристалла/ С.А. Котречко, Ю.Я. Мешков, К.П. Рябошапка, Н.Н. Стеценко// Металлофизика. – 1992. – 14, №4. – С.84-94.
3. Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Меттус Г.С. Влияние объемного напряженного состояния на текучесть железа и углеродистых сталей. Сообщение 2. // Пробл. прочности. – 1994. – №11. – С. 8-13.



## МОДЕЛЬ ПРОХОЖДЕНИЯ УЛЬТРАЗВУКА В СРЕДЕ С УСТАЛОСТНЫМИ ДЕФЕКТАМИ

Сарычев В.Д., Коновалов С.В., Громов В.Е., Ефимова И.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*

step@sibgiu.kemerovo.su, konovserg@mail.ru

Многочисленные экспериментальные данные показывают три этапа снижения частоты от числа циклов и при этом эволюция микроструктур, указывает на разрыхление материала и образование дополнительных границ раздела [1]. Качественно можно это объяснить на схеме прохождения волны через периодическую структуру, состоящую из слоёв двух материалов. В этом случае при падении волны на границу раздела возникают отраженная и проходящая волны. Амплитуда волны прошедшей через  $N$  слоев уменьшится в  $q^N$  раз, где  $q=4z_1 z_2/(z_1+z_2)^2$ , здесь  $z_1, z_2$  – акустические импедансы материалов слоёв и станет ничтожно малой, так как  $q < 1$ . При этом отраженные волны, отражаясь от предыдущей границы движутся по направлению падающей волны и формируют волну конечной амплитуды, скорость которой определяется через средние значения модуля Юнга и плотности. В нашем подходе используется последовательный анализ прохождения волны и её отражения через слои, который в отличие от методов осреднения справедлив и при  $N=3-4$ . На первом этапе работы предлагается теоретическая модель прохождения ультразвука по материалу с усталостными трещинами в приближении «воздушной» пробки. Суть этого приближения состоит в том, что ультразвуковой тракт представляется в виде трех слоев: бездефектный материал-воздушная прослойка - бездефектный материал.

Для построения модели используется представление смещений в каждом слое в виде суперпозиции падающей и отраженной волн. Из условий непрерывности смещений и напряжений на границах раздела получаем  $2N-2$  уравнений на  $2N$  неизвестных амплитуд. Два недостающих условия выбираются из предположения, что излучающая и принимающая плоскости колеблются по известным законам. Осуществив аналитические преобразования в среде Maple VI получим уравнение для определения резонансных частот  $\omega$ , так называемое, дисперсионное уравнение:

$$\Delta = \operatorname{tg}(\varphi_1) + z_{12} \cdot \operatorname{tg}(\varphi_2) + z_{13} \cdot \operatorname{tg}(\varphi_3) - (z_{13} / z_{12}) \cdot \operatorname{tg}(\varphi_1) \cdot \operatorname{tg}(\varphi_2) \cdot \operatorname{tg}(\varphi_3) = 0$$

$$\text{где: } z_{12} = \sqrt{(E_1 \cdot \rho_1)/(E_2 \cdot \rho_2)}; \quad z_{13} = \sqrt{(E_1 \cdot \rho_1)/(E_3 \cdot \rho_3)}; \quad \varphi_n = \omega \cdot d_n / c_n.$$

Для эксперимента была выбрана следующая ситуация:  $z_{13} = 1, k_1 = k_3 = \omega/c_1$ . Это означает, что свойства первого и третьего слоев одинаковы, при чем  $c_1 \ll c_2$ , так как под вторым слоем подразумеваем поврежденный материал (поры, трещины, границы раздела, насыщенные вакансиями). Оказывается, в этом случае размеры  $d_1, d_3$  по отдельности не входят в дисперсионное уравнение и главную роль здесь играет расстояние между излучателем и приемником минус интегральная ширина дефектной прослойки ( $d_2$ ). Это обстоятельство выдвигает гипотезу о консолидации пор и микротрещин в одну, но большую. Данная гипотеза оправдывает использование трехслойной модели для описания прохождения звука через среду с усталостными трещинами. Дисперсионное уравнение при известных резонансных частотах может быть разрешено относительно  $d_2$  и тем самым можно получить важный параметр усталостного разрушения и восстановления по данным ультразвуковых измерений.

1. О.В. Соснин, В.Е. Громов, Э.В. Козлов. Электростимулированная малоцикловая усталость. М.: Недра комм. 208 с.

## ДВИЖЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ СО СТУПЕНЬКАМИ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНОМ ПОЛЕ

Кисель В.П.

*Институт физики твердого тела РАН, 142 432 Черноголовка*  
kisel@issp.ac.ru

Прямые наблюдения (ПЭМ, травление, декорирование) показывают, что в разных кристаллах дислокации движутся посредством последовательного преодоления сегментами – суперперегибами тормозящих препятствий: главным образом в виде преципитатов и заряженных ступенек на дислокациях [1-3]. Последнее подтверждается и тем, что после остановки доминирующая часть дислокаций возобновляет свое движение только при возросшей нагрузке и только путем размножения. Анализ литературных данных в отношении геометрии смещения заряженных ступенек и перегибов на дислокациях по отношению к направлениям внешних электрических  $E$  и магнитных  $H$  полей, а также резкое возрастание концентрации ступенек, движущихся вдоль так называемого вторичного рельефа Пайерлса (ВРП) при увеличении нагрузки и проявляющееся в спрямлении дислокационных линий [2] и увеличении проводимости вдоль дислокаций, показывает, что движение ступенек под действием силы Лоренца может влиять на движение и размножение дислокаций. Этот вывод подтверждают и очень низкие оценки стартовых напряжений для движения дислокаций во ВРП в разных кристаллах [1,3].

Определяющая роль двойного поперечного скольжения дислокаций (ДПСД) на их динамику в отсутствии и присутствии электромагнитных полей подтверждается и скейлингом напряжений для начала движения и размножения дислокаций в монокристаллах NaCl, InSb при изменениях полей, температуры, концентрации и состояния примесей, разных способах нагружения. В рамках действия силы Лоренца на ДПСД относительное изменение числа расширяющихся и стягивающихся полупетель и их средних пробегов с возрастанием  $H$  в InSb [4] должно зависеть от направления  $H$ .

1. В. П. Кисель, *phys. stat. sol. (a)*, **A49**, № 1, 61-68 (1995).
2. В. П. Кисель и др., *Phil. Mag. A*, **67**, № 3, 343-360 (1993).
3. В. П. Кисель, IV Междунар конф “Действие электромагнитных полей на пластичность и прочность материалов”, Воронеж, 9-13.09.1996, Тез. Докл., С.11.
4. Е. В. Даринская и др., Письма в ЖЭТФ, 1999, **70**, № 4, С. 298-302.

## РЕШАЮЩАЯ РОЛЬ МИКРОПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ

Кисель В.П.

*Институт физики твердого тела РАН, 142 432 Черноголовка*

kisel@issp.ac.ru

Недавно было показано, что структурно-фазовые (СФ) переходы (криoadсорбция газообразных изотопов **He** на подложку из отвердевших инертных газов, ОИГ) определяются пластической деформацией обоих компонентов [1]. Ранее уже было установлено, что фазовые переходы в твердых телах стимулируются пластической деформацией матрицы путем приложения нагрузки [2], давления, облучения частицами, воздействия электромагнитными полями и т.д. Необходимость пластической деформации (включающей и квазиупругую часть) при двойниковании, мартенситных и СФ переходах газ-жидкость-твердое тело-газ подтверждается наличием гистерезиса в параметрах превращений, аналогичных наблюдаемым при внутреннем трении, движении и размножении дислокаций, макродеформации (эффект Баушингера) [3]. В работе показано, что реальные твердые тела, включая твердые растворы [1,4], стекла, жидкости (расплавы, вода и т.д.), газы [1] исходно содержат кластеры и микровключения химически и структурно отличных от матрицы зародышей других фаз. Напряжения на границах фаз, возникающие из-за несоответствия их структур, падают с уменьшением размера зародышей, что облегчает растворение твердых тел при их измельчении (в гомеопатии) или росте новых фаз, например: при налипании свежеснежного снега, незамерзании вплоть до 203К воды в контакте с мелко диспергированными минералами и т.д.. Кинетика роста кристаллов (включая ОИГ и стекла) при отжиге, окислении.-восстановлении, адсорбции, эпитаксии, электроосаждении и т.д. аналогична соответствующим зависимостям при микро- и макродеформации модельных кристаллов. Напряжения, возникающие при термическом расширении или сжатии материалов, часто достаточны для компенсации напряжений на интерфейсах фаз [4] путем создания новых дефектов.

1. В.П Кисель, **32** Всероссийское Собрание по физ.низких температур, "Квантовые жидкости и кристаллы", Казань, 3-6.10.2000, тез. докл.**QLp6**, С. 33-34.
2. Н А Горюнова ДАН СССР, **75**, № 1, С. 51-54 (1950).
3. В П Кисель и др., Phil. Mag., **67A**, № 2, P. 343-360 (1993).
4. N.S.Kissel, V.P.Kisel, Mater. Sci. Eng., **309-310A**, P. 97-101 (2001).

## ЭВОЛЮЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И МИГРАЦИЯ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ В ЭЛЕКТРОПРОВОДЯЩЕМ КРИСТАЛЛЕ

Карпинский Д.Н., Санников С.В.  
Ростовский государственный университет  
karp@math.rsu.ru

Выполнен расчет на ЭВМ эволюции пластической деформации у вершины трещины в ОЦК кристалле [1,2]. Предложена простая модель эволюции пластической деформации, которая осуществляется путем термоактивированного движения эффективных дислокаций по легким плоскостям скольжения  $\{110\}$ . Бесконечный кристалл находится под действием растяжения перпендикулярно плоскости скола (001) трещины или антиплоского сдвига, приложенных на большом удалении от нее. Внешняя нагрузка постепенно возрастает до заданной величины, а затем остается постоянной. Далее предполагается релаксация эффективного напряжения в пластической зоне до полной остановки деформирования. Расчет учитывает действие на дислокации напряжений Вестергарда (за счет концентрации напряжения у вершины упругой трещины), торможения дислокаций за счет трения решетки и дислокаций “леса”, дальнедействующих напряжений, создаваемых скоплением эффективных дислокаций одного знака (дислокационных «зарядов»). В результате расчетов получены распределения пластической деформации, эффективного напряжения у вершины трещины в различные моменты времени. Вычислена временная зависимость коэффициентов интенсивности напряжения (КИН) для хрупкой трещины и трещины, одетой в «дислокационную шубу».

Далее приведены результаты расчета эволюции распределения концентрации межузельных атомов водорода, которые взаимодействуют с дислокациями из пластической зоны и «стекают» в полость трещины [3]. При этом учтено явление “запирания” стока давлением газа в полости. Показано, что решеточная диффузия в кристалле является основным механизмом миграции точечных дефектов. Учет взаимодействия точечных дефектов с дислокациями дополнен в [4] рассмотрением пластифицирующего влияния водорода.

Затем дана оценка влияния постоянного электрического тока на эволюцию пластической деформации у вершины трещины растяжения [5]. Расчет учитывает выделение Джоулева тепла, эффект Томсона, действие пондеромоторных сил и «электронного ветра». Получены временные зависимости пластической деформации и КИН при различных механизмах влияния электрического тока и без него.

В заключении работы приводятся результаты расчета миграции межузельных атомов водорода у вершины трещины при совместном действии механической и электрической нагрузок [6]. Расчет показал, что при выбранных значениях параметров эволюция пластической деформации определяется Джоулевым теплом, а распределение концентрации точечных дефектов еще и распределением электрического потенциала у вершины трещины.

1. Карпинский Д.Н., Санников С.В. // ПМТФ. 1993. Т.34. № 3. С.154-160.
2. Карпинский Д.Н., Санников С.В. // ФТТ. 1995. Т.37. № 2. С.505-515.
3. Карпинский Д.Н., Санников С.В. // ФММ. 1998. Т.85. № 2. С.121-126.
4. Карпинский Д.Н., Санников С.В. // ФТТ. 2000. Т.42. № 12. С.2171-2174.
5. Карпинский Д.Н., Санников С.В. // ПМТФ. 2001. Т.42. № 5. С.176-182.
6. Карпинский Д.Н., Санников С.В. // ПМТФ. 2001. Т.42. № 6. С.177-182.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ СНИЖЕНИЯ ПЛОТНОСТИ РОСТОВЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В РАСТУЩИХ ПЛЕНКАХ

Романов А.Е.

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Россия*  
aer@pop.ioffe.rssi.ru

Процессы релаксации упругих напряжений в гетероэпитаксиальных пленках обычно сопровождаются образованием множества ростовых дислокаций (РД). Эти РД приносят вред многим современным электронным и оптоэлектронным приборам. В последние годы прикладываются значительные усилия для снижения плотности РД. В то же время, практически отсутствуют теоретические модели, направленные на объяснение механизмов устранения РД из тонких пленок. В представленном докладе излагается и подробно обсуждается новый кинетический подход к моделированию снижения плотности РД.

Снижение плотности РД обеспечивают два основных фактора: (1) относительное движение дислокаций и (2) реакции между ними. Первый тип движения РД присущ пленкам в нерелаксированном напряженном состоянии, когда подвижная РД порождает дислокацию несоответствия (ДН), аккомодирующую общую деформацию и напряжения несоответствия в пленке. Второй тип эффективного движения РД осуществляется в растущих релаксированных пленках (буферных слоях), когда точка, в которой наклоненная РД выходит на свободную поверхность пленки, смещается по мере роста пленки к боковому краю. В процессе своего движения под действием напряжений, РД могут блокироваться ДН из сопряженных семейств. Эти неподвижные РД могут впоследствии освободиться в процессе роста пленки. Кроме того, важны такие реакции между самими РД, как аннигиляция, слипание и рассеяние.

Чтобы количественно описать эволюцию ансамбля РД, для ряда типичных систем пленка/подложка (эпитаксиальный рост пленок III-V твердых растворов с ориентацией (001) и GaN с ориентацией (0001) на сапфире) и различных условий роста были выведены и проанализированы, аналитически и численно, кинетические уравнения относительно плотностей РД и ДН.

В рамках такого подхода были получены следующие результаты.

- Подтверждена характерная зависимость ( $\sim 1/h$ ) плотности РД от толщины буферного слоя  $h$ .
- Показано, что медленное снижение плотности РД в буферных слоях GaN объясняется малой вероятностью реакций между РД, линии которых практически нормальны поверхности пленки.
- Получено экспоненциальное снижение плотности РД с ростом площади области селективного роста.
- Установлена ограниченная способность отдельного напряженного слоя к снижению плотности РД.
- Показано, что роль промежуточных релаксированных слоев в снижении плотности РД обусловлена снижением локальных полей ДН и соответствующей разблокировкой РД.

## ОПИСАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПОПУЛЯЦИИ С УЧЕТОМ РАЗМНОЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ И ИХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Иванов М.А. \*, Гринберг Б.А. \*\*

\*Институт металлофизики НАН Украины, Киев

\*\*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,  
bella@imp.uran.ru

Описание пластической деформации как эволюции дислокационного ансамбля требует учета наиболее характерных сторон его поведения, таких как размножение дислокаций и превращения дислокаций друг в друга. Существенно, что все эти процессы происходят на фоне упругих полей напряжений, создаваемых самим же дислокационным ансамблем. Соотношение между внешним напряжением и дислокационной плотностью является тем соотношением, которое управляет процессом пластической деформации. Форма записи этого соотношения вызывает наибольшие дискуссии. Но в любом случае для того, чтобы установился процесс пластической деформации, должна произойти взаимная подстройка действующего напряжения и растущей за счет работы источников дислокационной плотности. Подстройка может быть быстрой, если легко включаются дислокационные источники. В противном случае подстройка может быть растянута во времени. Форма деформационных кривых чувствительна к перечисленным факторам и, прежде всего, к характерному времени работы дислокационных источников.

В предлагаемом подходе поведение дислокационного ансамбля описывается как эволюция популяции посредством уравнений детального баланса и уравнения размножения дислокаций. Мы попытались выявить условия, при которых могут быть получены типичные деформационные кривые. Не конкретизируя типы дислокационных превращений, а лишь разделяя их на долгоживущие и короткоживущие барьеры, мы попытались выяснить, каким образом на форму деформационных кривых влияет начальная плотность дислокаций, температура, скорость деформации и характерное время работы дислокационных источников.

Однако при некоторых значениях параметров развиваемый подход становится неприменимым. Так, например, не удастся рассмотреть случаи высокой начальной плотности дислокаций, а также высоких значений максимума на деформационных кривых. Указанные трудности связаны с тем, что ранее было введено пороговое напряжение, связанное с плотностью дислокаций, так что при напряжении, меньшем порогового, процессы пластического течения оказывались в принципе запрещенными. Мы полагаем, что необходимо снять такое резкое ограничение и ввести размытие условия протекания дислокаций сквозь дислокационный каркас. В результате, действительно удастся преодолеть указанные трудности и описать ход деформационных кривых в различных материалах при произвольных, физически допустимых параметрах системы.

Кроме того, мы вводим еще одно пороговое напряжение - напряжение включения дислокационных источников, связанное не с плотностью дислокаций, а с внутренними свойствами самого источника. Такое напряжение необходимо вводить, в частности, при анализе пластической деформации интерметаллидов, где оно обусловлено блокировкой дислокационных источников. Естественно, что указанное напряжение включения также вводится с соответствующим размытием.

Предлагаемый здесь подход дает возможность описать особенности деформационного поведения большой совокупности материалов.

## ТЕРМОАКТИВАЦИЯ ПРОЦЕССОВ ПЕРЕНОСА В ПОЛОСАХ СКОЛЬЖЕНИЯ

Емалетдинов А.К.

*Уфимский технологический институт сервиса, Россия*

emaletd@mail.ru

Локальное повышение температуры в полосе скольжения должно приводить к активизации химических и кинетических процессов, в частности, диффузии, адгезии, образования химических связей и т.п. Эта активация должна играть большую роль в процессах сварки металлов взрывом, диффузионной сварки давлением, механической активации химических процессов: механическом легировании, фазовых превращениях и других.

Рассмотрено стационарное распределение температуры вокруг полосы скольжения и связанное с ним изменение коэффициента диффузии. Результаты численного моделирования уравнения диффузии с учетом повышения температуры полосы скольжения показали, что при высокоскоростной деформации основным механизмом становится термодиффузия благодаря тепловыделению в полосе скольжения. Эффективный размер диффузионной зоны будет определяться затуханием температурного поля вокруг полосы. В механохимических методах активации химических процессов дислокации рассматриваются как активные центры. Основным активационным параметром считается упругая энергия дислокации. Получено условие, когда тепловая диффузия в полосе скольжения преобладает над трубочной диффузией в ядре дислокаций. Как следует из полученных результатов, благодаря температурным полям вокруг движущихся дислокаций, эффективные размеры их активной области могут возрасти более чем на порядок и возникнет термоактивация химических процессов и фазовых превращений. Проведено численное моделирование процесса теплового ускорения взаимной диффузии и образования соединения в дислокационных полосах скольжения двух сжимаемых пластин, а также сравнение с данными по сварке давлением в твердой фазе и механическому легированию при шаровом размоле.

При пластической деформации, например, металлов, сплавов, керамических материалов, в полосах скольжения протекают процессы образования и роста новых фаз. Рассмотрена зависимость скорости протекания этого процесса от локального тепловыделения движущимися дислокациями. Результаты численного моделирования системы термодиффузионных уравнений показали, что скорость роста может существенно увеличиться. Таким образом, тепловыделение от движущихся дислокаций может быть одной из причин наблюдаемых экспериментальных результатов фазовых превращений при деформации.

Наряду с ростом новых фаз, возможно растворение дисперсных частиц другой фазы при деформации. Ясно, что благодаря тепловыделению этот процесс также существенно ускорится. Численное решение системы термодиффузионных уравнений, описывающих процесс растворения, показало, что время растворения может уменьшиться почти на порядок в зависимости от скорости деформации. Результаты сопоставлены с экспериментальными данными.

Таким образом, оба рассмотренных эффекта термоактивации процесса кинетики центров дисперсных вторых фаз играют важную роль в механохимических процессах, легировании и т.п.

## ВЛИЯНИЕ ПЕРЕМЕННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ЗАТУХАНИЕ УЛЬТРАЗВУКА В МАГНИТНО-МЯГКОМ СПЛАВЕ Fe-Si-Al

Ашмарин Г.М., Наими Е.К., Капуткин Д.Е.

*Московский Государственный Институт Стали и Сплавов  
(Технологический Университет)  
e.naimi@mail.ru*

Разработана методика измерения затухания ультразвука в образце, находящемся в продольном переменном магнитном поле. За меру затухания ультразвука принята величина, обратная добротности составного пьезоэлектрического вибратора с исследуемым образцом,  $Q^{-1}$ .

При комнатной температуре исследовано влияние низкочастотного (от 100 до ~1500 Гц) магнитного поля на  $Q^{-1}$  при частотах упругих колебаний  $\sim 10^5$  Гц в магнитно-мягком сплаве Fe-9,5мас.%Si-5,5мас.%Al с практически нулевой магнитострикцией. Наряду с измерениями  $Q^{-1}$ , по площади петли магнитного гистерезиса оценивали величину потерь энергии на перемагничивание образца, которую сопоставляли с уровнем механических потерь. Найдено, что в области амплитуд деформации образца  $\square_0$  до  $10^{-4}$  величина  $Q^{-1}$  не зависит от частоты и амплитуды напряженности магнитного поля  $H$ ; при этом  $Q^{-1}$  линейно зависит от  $\square_0$  во всем диапазоне изменения  $H=0-1050$  А/м, использованном в данной работе.

Полученные результаты обсуждаются в рамках существующих теорий релаксационного и гистерезисного механизмов затухания упругих колебаний в магнитно-мягких материалах. Определены условия, при которых в ферромагнетике с почти нулевой магнитострикцией основными механизмами, ответственными за затухание ультразвука, являются релаксация неравновесной намагниченности и необратимое смещение доменных границ.



## СПИН-ЗАВИСИМАЯ ДИСЛОКАЦИОННАЯ РЕЛАКСАЦИЯ В ЩЕЛОЧНОГАЛОИДНЫХ КРИСТАЛЛАХ

Наими Е.К.

*Московский Государственный Институт Стали и Сплавов  
(Технологический Университет)  
e.naimi@mail.ru*

В номинально чистых щелочногалоидных кристаллах (ЩГК) центрами закрепления дислокаций являются обычно двухвалентные парамагнитные примеси замещения:  $\text{Ca}^{2+}$ ,  $\text{Mg}^{2+}$ ,  $\text{Ba}^{2+}$  и некоторые другие. В магнитном поле спиновые конфигурации примесных атомов претерпевают определенную перестройку, вследствие чего изменяются условия закрепления ими дислокаций [1]. При этом энергия связи системы дислокация–парамагнитная примесь понижается, что приводит к снижению уровня стартового напряжения дислокаций [2] и, как следствие, к появлению дополнительного (спин-зависимого) дислокационного затухания.

Для выяснения природы механизма этого затухания было сделано предположение, что процесс открепления дислокаций от парамагнитных центров в магнитном поле является простым релаксационным процессом, характеризуемым одним временем релаксации  $\tau$ . Время  $\tau$  определялось по новой методике – из отношения  $\Delta$  к  $\Delta E/E$  при фиксированной частоте колебаний  $\omega$  согласно соотношению:

$$\frac{\Delta}{\Delta E/E} = \pi\omega\tau = \pi\omega\tau_0(\varepsilon)\exp\left(-\frac{U(B)}{kT}\right),$$

где  $U(B)$  – энергия активации процесса, зависящая от индукции магнитного поля  $B$ .

Использованы экспериментальные данные [3], полученные на монокристаллах LiF, NaCl, KCl и KBr при частотах  $\omega \sim 10^5$  Гц и полях с индукцией  $B = 0$  и 0,3 Т. Оказалось, что начиная с некоторой пороговой амплитуды деформации  $\varepsilon^*$ , время релаксации монотонно убывает с ростом  $\varepsilon$  по закону, характерному для термоактивационного процесса, и заметно (в 1,5-2 раза) уменьшается при увеличении  $B$  от 0 до 0,3 Т. Максимальное значение  $\tau$  (при  $B=0$ ) составило для разных кристаллов величину от  $8,6 \cdot 10^{-6}$  с (LiF) до  $1,6 \cdot 10^{-6}$  с (Kbr). Средняя энергия активации процесса  $U(0)$  оценена величиной 0,46 эВ; изменение энергии активации  $\Delta U$ , вызванное действием магнитного поля с индукцией  $B = 0,3\text{Т}$  – величиной  $\sim 0,01$  эВ.

Полученные результаты позволяют заключить, что спин-зависимая дислокационная релаксация в ЩГК, обусловленная отрывом дислокаций от парамагнитных центров закрепления в магнитном поле, является термоактивационным процессом.

1. Molotskii M., Fleurov V. Spin Effects in Plasticity.// Phys. Rev. Letters. 1997. V.78. №14. P.2779-2782.
2. Наими Е.К. Дислокационный пьезомагнитный эффект в щелочногалоидных кристаллах. / Тезисы докладов X Международной конференции “Взаимодействие дефектов и неупругие явления в твердых телах”- Тула: ТулГУ. 2001. С.35.
3. Красников В.Л. Влияние магнитного и ультразвукового полей на неупругие свойства щелочногалоидных кристаллов./ Автореферат дисс. кандидата физ.-мат. наук.- М.: МГУ. 2000.

## УПРУГИЕ КОЛЕБАНИЯ В МАТЕРИАЛЕ С ДИСЛОКАЦИЯМИ

Гашевский В.А.

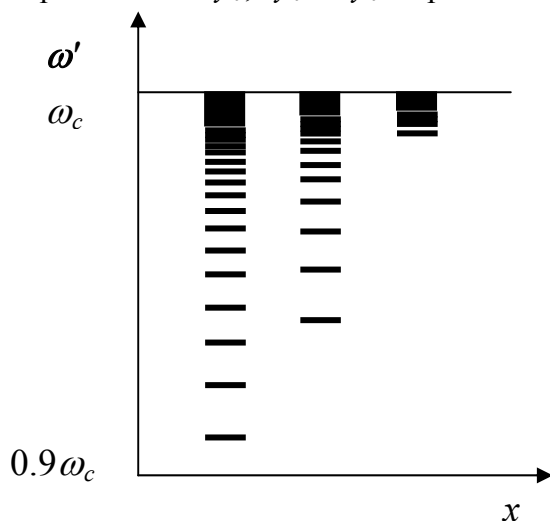
*Centro de Investigaciones de la Universidad Antonio Nariño,  
Universidad Piloto de Colombia,  
Universidad Distrital Francisco José de Caldas,  
Universidad Manuela Bertrán, Bogotá, Colombia.*

vgachevs@uniandes.edu.co

Изучение упругих колебаний в материале с деформациями, связанными с различными дефектами кристаллической решетки, было положено работой [1]. В работах [2] и [3] исследовано изменение спектра упругих колебаний под влиянием одиночных винтовой и краевой дислокаций соответственно.

Деформации и упругие напряжения, связанные с группами дислокаций, значительно превосходят соответствующие величины для случая изолированной дислокации. Поэтому изменения спектра упругих колебаний для групп дислокаций достигают больших величин по сравнению с возмущениями, вносимыми изолированной дислокацией.

В предлагаемой работе рассчитаны спектры упругих колебаний в полях упругих напряжений ряда дислокаций, а также дислокаций, равномерно распределенных в объеме материала. Ввиду координатной зависимости упругих напряжений имеет место пространственная дисперсия [4]. На рисунке приведен спектр колебаний вблизи ряда параллельных винтовых дислокаций для одного и того же волнового числа на расстояниях  $y_0$ ,  $2y_0$  и  $3y_0$  от ряда.



$y_0$  – расстояние между дислокациями в ряду,  $\omega_c$  – частота непрерывного спектра в недеформированном материале и  $\omega'$  – частота в поле упругих напряжений.

Изменение частоты в приведенном случае достигает 10% от частоты непрерывного спектра, что существенно превышает возмущение спектра в полях напряжений одиночной дислокации, которое согласно [2] составляет 1%.

Работа выполнена в Центре научных исследований университета Антонио Нариньо, г. Богота, Колумбия.

1. Lifshitz I.M., Kosevich A.M. The dynamics of a crystal lattice with defects // Rept. Progr. Phys., Vol.29. Pt. I. 1966. P.217 - 254.
2. Дубровский И.М., Ковалев А.С. Локальные колебания в кристалле, связанные с прямолинейной винтовой дислокацией // Физика низких температур. 1976. Т.2. Вып.11. С.1483 – 1489.
3. Лифшиц И.М., Пушкарлов Х.И. Локализованные возбуждения в кристаллах с дислокациями // Письма в ЖЭТФ. 1970. Т.11. С.456 – 459.
4. Gachevski V. Vibrations in Elastic Continuum with Uniform Distribution of Dislocations // Phys. Stat. Sol.(b). 2000. Vol.220. N 1. P.765 - 768.

## УПРУГИЕ ПОЛЯ ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР

Бречко Т.

*Варминско-Мазурский Университет в Ольштыне, Польша*  
tbrek@uwm.edu.pl

В предлагаемой работе представлены некоторые результаты экспериментального изучения остаточных напряжений в однофазных и двухфазных материалах. Рассматривается вопрос численного моделирования эволюции упругих остаточных полей в материалах с эффектом памяти формы (ЭПФ) в связи с “долговечностью ЭПФ”.

Из условия неразрывности

$$\text{inc}(\varepsilon^T) = 0, \quad (1)$$

где  $\varepsilon^T = \varepsilon^e + \varepsilon^p$  – тензор суммарной деформации, равный сумме упругой  $\varepsilon^e$  и необратимой  $\varepsilon^p$  деформации, следует, что тензор несовместимости  $\eta$ , характеризующий распределение дефектов, является функцией параметра состояния  $\varepsilon^e$

$$\eta = -\text{inc}(\varepsilon^p) = \text{inc}(\varepsilon^e). \quad (2)$$

Поэтому можно утверждать, что неразрывность твердого тела с дефектами кристаллической структуры сохраняется благодаря внутренним напряжениям  $\sigma^r = f(\varepsilon^e)$ . Внутренние напряжения генерируются дефектами и имеют ориентацию, характерную для данного зерна, в зависимости, в основном, от дислокационной структуры. Заторможенные на границах зерен дислокации в процессе пластических деформаций создают поле ориентированных напряжений в объеме отдельных зерен. Экспериментально показано, что главные векторы ориентированных напряжений меняют ориентацию в процессе пластической деформации вдоль ломаной траектории нагрузки [1]. Этот экспериментальный факт и свидетельствует о существовании ориентированных напряжений, которые ведут себя аналогично магнитным доменам ферромагнетиков во внешнем магнитном поле.

Свойства магнитно-мягких ферромагнетиков изучали на примере отождённых металлических стёкол на основе железа. Процесс кристаллизации аморфных сплавов довольно сложный. В зависимости от химического состава, процесс кристаллизации может протекать в различных температурных диапазонах нагревания. Во время процесса кристаллизации появляется эффект хрупкости. Для более глубокого изучения этого явления необходимо проводить еще дополнительные исследования. Провели исследования эволюции параметров тонкой структуры аморфного сплава на основе Fe в процессе кристаллизации. Образцы для исследований отжигали в температурах от 473 до 703 К, а затем проводили дифракционные исследования. Для избранных температур определили степень кристаллизации сплава. Пользуясь методом гармонического анализа, определены среднеквадратичные микроискажения ( $\langle \varepsilon^2 \rangle$ ), а также величины когерентных блоков  $D$ .

1. T. Breczko, Experimental measurements and computer simulation of the residual stresses, Proceedings of SPIE , **3345**, 1998, pp. 79-89.

## ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В АРСЕНИДЕ ГАЛЛИЯ ПРИ ОБРАБОТКЕ ИОНАМИ АРГОНА

Алалыкин А.С., Краснов А.А., Крылов П.Н., Паршуков Л.И.

ФТИ РАН УрО УНЦ, Ижевск  
ftt@uni.udm.ru

Показано, что при облучении арсенида галлия ориентации (100) с исходной плотностью дислокаций  $5 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$  ионами аргона с энергией 5 кэВ при плотности ионного тока  $30 \text{ мкА/см}^2$  приводит к отклонению от стехиометрии и увеличению плотности дислокаций в приповерхностной зоне.

Моделирование влияния облучения поверхности арсенида галлия ионами аргона на пластические свойства, распределение дефектов и напряжений в кристалле проведено с помощью структурно-аналитической теории прочности [1]. Отклонение от стехиометрии в сторону обогащения Ga приводит к вакансионной деформации, что вместе с деформацией теплового расширения является основным источником напряжений  $\sigma_{ik}(z,t)$ , достаточных для генерации дислокаций. Напряжения записывались в виде

$$\sigma_{ik}(z,t) = E * \left( -\varepsilon_{ik}^T - \varepsilon_{ik}^H - \varepsilon_{ik}^b \right) / (1 - \nu),$$

где  $\varepsilon_{ik}^T$  – тензор деформации теплового расширения;  $\varepsilon_{ik}^H$  – тензор неупругой пластической деформации;  $\varepsilon_{ik}^b$  – тензор деформации, обусловленной уменьшением эффективных размеров вакансий. Распределение температуры по толщине подложки рассчитывалось из уравнения теплопроводности. Изменение концентрации вакансий учитывалось с помощью уравнения непрерывности

$$\dot{n} = -\nabla_p^0 j_p + (n_0 - n)/\tau_n + aJ + a_\varepsilon \left( \dot{\varepsilon}_{ik}^H \dot{\varepsilon}_{ik}^H \right)^{1/2},$$

где второй член в правой части ответственен за рекомбинацию, третий – генерация вакансий при внешнем воздействии, четвертый – генерация вакансий при пластической деформации. Скорость вакансионной деформации задавалась уравнением:

$$\dot{\varepsilon}_{ik}^b = A_n (\sigma_{ik} - \sigma_{ll} \delta_{ik} / 3) * (nD/kT) - A_n^n \dot{n} \delta_{ik}.$$

Система уравнений решалась численно с числовыми значениями констант для GaAs. Определялась скорость сдвиговой деформации  $\dot{\beta}_{ik}^a$ , которая напрямую связана с плотностью  $\rho$  подвижных дислокаций соотношением  $\dot{\beta}_{ik}^a = \rho b V_d$ , где  $b$  – вектор Бюргерса,  $V_d$  – скорость перемещения дислокаций.

Результаты численного анализа показали рост плотности дислокаций и их передвижение вглубь кристалла при увеличении времени обработки, что согласуется с экспериментальными данными.

1. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория прочности., СПб, «Наука», 1993.

**ВЗАИМОСВЯЗЬ МЕЖДУ ВОЗНИКНОВЕНИЕМ  
МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА И ВАРИАЦИЯМИ СПЕКТРОВ  
ЭЛЕКТРОННОГО ПАРАМАГНИТНОГО РЕЗОНАНСА ПОСЛЕ  
ЗАКАЛИВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ NaCl:Eu**

Моргунов Р.Б., Баскаков А.А.

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, 142432, Россия*  
morgunov@issp.ac.ru

В настоящее время достоверно установлено, что одной из причин магнитоэластического эффекта в ионных кристаллах (изменения подвижности дислокаций, микротвердости и скорости макропластического течения в магнитном поле (МП) с индукцией  $B \sim 1$  Тл) является влияние МП на процесс агрегирования неравновесных комплексов парамагнитных точечных дефектов. Цель настоящей работы заключалась в исследовании взаимосвязи между возникновением магниточувствительных состояний комплексов точечных дефектов и стадиями агрегирования парамагнитных примесно-вакансионных (ПВ) диполей  $\text{Eu}^{2+}$  в комплексы. О кинетике агрегирования ПВ диполей после закаливания судили по изменению характеристик спектров электронного парамагнитного резонанса (ЭПР) этих дефектов и изменению спектров люминесценции, различающихся для отдельных диполей и их крупных комплексов. Возникновение магниточувствительных состояний комплексов дефектов обнаруживали по уменьшению микротвердости кристаллов  $\Delta H$  после импульса МП с индукцией 6 Тл. Установлено, что максимальной величины абсолютное значение  $\Delta H$  достигает через  $\sim 50$  ч после закаливания при  $T = 300$  К (при концентрации примеси на уровне 100 ppm). Исследованы процессы термической активации образования и самопроизвольного исчезновения магниточувствительных состояний. Обнаружено также влияние постоянного МП с индукцией 0.8 Тл на макропластическое течение кристаллов (коэффициент деформационного упрочнения). Установлено, что эффект возникает только на той стадии релаксации кристаллов после закаливания, на которой их микротвердость становится чувствительной к МП. Это свидетельствует о том, что общей причиной изменения микротвердости и коэффициента деформационного упрочнения является возникновение промежуточных состояний дефектов, структура которых чувствительна к наличию МП. Сопоставление кинетики возникновения и самопроизвольного исчезновения магниточувствительных комплексов дефектов с вариациями количества неспаренных спинов в кристалле показывает, что термоактивированное зарождение таких комплексов происходит на промежуточной стадии релаксации подсистемы примесных точечных дефектов. Эта стадия соответствует временной стабилизации количества неспаренных спинов в образце, т.е. такому этапу релаксации возбужденной подсистемы точечных дефектов, когда основные изменения заключаются в перестройке уже образовавшихся комплексов, а не в образовании новых. Роль МП заключается в изменении кинетики «спаривания» спинов при термоактивируемом превращении определенных комплексов из одной их конфигурации в другую. Оценки энергий активации перестройки промежуточных комплексов показывают, что тримеры (тройки ПВ диполей) могут рассматриваться как наиболее вероятные типы дефектов, ответственных за магнитоэластический эффект. МП, по-видимому, способствует такому изменению ориентации одного (или двух) диполей в тримере, при котором его конфигурация оказывается более благоприятной для преодоления движущимися дислокациями.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проекты № 01-03-42501 и № 01-02-06307).*

## ВЛИЯНИЕ СОСТОЯНИЯ ЭЛЕКТРОННОЙ ПОДСИСТЕМЫ НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ НЕУПРУГОСТЬ CdS И ЩГК

Тяпунина Н.А., Зиненкова Г.М., Бушуева Г.В.  
Россия, Москва, МГУ им. М.В.Ломоносова,  
mol223@phys.msu.su

Белозерова Э.П., Красников В.Л.  
Россия, Кострома, КГТУ

Известно, что неупругость кристаллов (внутреннее трение (ВТ) и дефект упругих модулей (ДМ)) в килогерцевом диапазоне частот определяются дислокационными механизмами. При комнатной температуре потери механической энергии обусловлены переходом энергии от колеблющихся дислокаций к фононной подсистеме кристалла, то есть ВТ и ДМ связаны с элементарными возбуждениями решеточной подсистемы.

Опыты показывают, что ВТ и ДМ реагируют и на такие внешние воздействия, которые непосредственно влияют на электронную подсистему кристаллов. Так например, ВТ кристаллов CdS может изменяться под действием света [1], а неупругие свойства ЩГК реагируют на магнитные поля [2].

Для исследования неупругих свойств кристаллов применяли метод составного пьезоэлектрического осциллятора, что позволяло проводить испытания и при условиях, когда пьезоэлектрические свойства CdS не проявляются. При освещении светочувствительных высокоомных образцов CdS скачком изменяется амплитуда относительной деформации в стоячей ультразвуковой волне и величина ВТ. В зависимости от исходного состояния реакция образца на свет может быть как положительной (увеличение амплитуды деформации и уменьшение ВТ), так и отрицательной (уменьшение амплитуды деформации и увеличение ВТ). Обнаружена также инверсия знака реакции на свет неупругости образцов CdS.

При исследовании образцов ЩГК магнитное поле варьировалось от 0 до 0,8 Т. Опыты проводились в различных режимах. В одном – магнитное поле и ультразвук включались одновременно, в другом – образец предварительно выдерживался в магнитном поле, в третьем – при чередовании условий: при включенном магнитном поле и без него.

В ЩГК при включении магнитного поля, подобно тому, как это наблюдалось в CdS при включении света, скачком уменьшалась амплитуда относительной деформации в стоячей ультразвуковой волне, а ВТ возрастало (отрицательный эффект). Наблюдались явления “магнитной памяти” и “магнитного последствия”. В ряду последовательности кристаллов LiF, NaCl, KCl, KBr последний оказался наиболее чувствительным к действию магнитного поля.

Отклики неупругости на возбуждения электронной подсистемы как в CdS, так и в ЩГК похожи, хотя характер возмущений различен.

1. Бушуева Г.В., Зиненкова Г.М., Наими Е.К., Полякова И.Г., Тяпунина Н.А.// Материаловедение. 1999. №6. С.39-44.
2. Тяпунина Н.А., Белозерова Э.П., Красников В.Л. // Там же. 1999. №12. С.21-27; 2000. №2. С.29-32.

## ПРОЧНОСТЬ ИДЕАЛЬНОГО КРИСТАЛЛА, ДИСЛОКАЦИИ И КИНКИ

Иунин Ю.Л.<sup>1)</sup>, Никитенко В.И.<sup>1)</sup>, Петухов Б.В.<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup>*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка,*  
iunin@issp.ac.ru

<sup>2)</sup>*Институт кристаллографии РАН, Москва,*  
petukhov@ns.crys.ras.ru

В последние годы усилился интерес к изучению процессов пластического деформирования сдвигом, лимитируемых сопротивлением собственно кристаллической решетки. Увеличение объема памяти и быстродействия компьютеров позволило более детально рассчитывать потенциальные рельефы Френкеля (прочность идеального кристалла) и Пайерлса (стартовые напряжения для безактивационного движения дислокации). Значительные успехи достигнуты в теоретическом анализе различных режимов движения дислокаций, определяемых термически активируемым образованием кинков, их диффузией, дрейфом и аннигиляцией [1]. Были развиты способ прямого наблюдения кинков в кристаллах с высокими барьерами Пайерлса [2], а также метод экспериментального изучения движения дислокации между соседними долинами потенциального рельефа Пайерлса с использованием периодического импульсного нагружения [3].

В настоящей работе представлены экспериментальные данные о зависимости величин пробега дислокаций в монокристаллах полупроводников от длительности импульсов нагрузки и пауз между ними, при различных величинах напряжения и температуры, полученные методом в [3]. Определены характерные времена формирования устойчивых пар кинков (обеспечивающих переход дислокации в соседнюю долину потенциального рельефа Пайерлса под действием нагрузки) и их релаксации после снятия напряжения. На их основе рассчитаны энергия кинка и величина барьера для его движения.

Полученные результаты сопоставлены с оценками критических значений напряжения, разделяющих качественно различные режимы динамики дислокаций и кинков. Выявлен ряд парадоксальных расхождений. Показано, что часть противоречий может быть разрешена с учетом взаимодействия дислокации с точечными дефектами. Теория предсказывает ряд механизмов воздействия точечных дефектов на процессы зарождения и динамику дислокационных кинков, в частности, коллективный характер взаимодействия дислокации с точечными дефектами может приводить в этом случае к нелинейности дрейфа кинка, и даже его локализации на линии дислокации на флуктуациях плотности дефектов дислокационной атмосферы. Отмечаются некоторые еще не разрешенные противоречия между предсказаниями теории и экспериментальными данными по динамике дислокаций в кристаллах элементарных полупроводников, в частности – отсутствие перехода от термоактивационного к вязкому движению дислокации при увеличении напряжения.

1. V. L. Indenbom, B. V. Petukhov, and J. Lothe, in *Elastic Strain Fields and Dislocation Mobility*, p. 489, eds. V. L. Indenbom and J. Lothe, Elsevier Science Publishers B. V. (1992).
2. H. Alexander, H. R. Kolar, and J. C. H. Spence, *Phys. Stat. Solidi A*, **171**, 5 (1999).
3. Ю.Л. Иунин, В. И. Никитенко, В. И. Орлов, Б. Я. Фарбер, *ЖЭТФ*, **100**, 1951 (1991).

## СВОЙСТВА ДИСЛОКАЦИЙ В АТЕРМИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР МИКРОКОНТАКТНОГО СПЕКТРА МОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИНКА

В.Н. Никифорова, М.Е. Босин, Ф.Ф. Лаврентьев

*Институт измерительной техники «Циклон», Харьков, Украина*  
lubenets@ilt.kharkov.ua

В работах [1-3] показано, что атермические аномалии микроконтактных спектров (МКС) в металлах обусловлены дислокационными ансамблями в области точечного контакта. Образование таких аномалий определяется расстоянием между дислокациями ансамбля и непосредственно связано с дислокационным потенциалом  $U_d$ , зависящим от взаимодействия атомов внутри дислокационного ядра [2]. Для устойчивых структур справедливо соотношение  $E = hv_0$  ( $v_0 = 0,36$  ТГц) и величина  $E_{\max}$  не зависит от величины сопротивления контакта  $R_C$ . В случае неустойчивых структур, дислокации которых способны совершать колебательное движение вблизи микроконтакта с повышенной амплитудой, МКС характеризуется областями неустойчивости [3] и величина энергии  $E_{\max}$  определяется значением  $R_C$ . Эти результаты свидетельствуют о том, что дислокации можно рассматривать как источники СВЧ колебаний и на них может быть локализован заряд  $q_d = E_{\max} / U_d$  ( $q_d = 8 \cdot 10^{-14}$  Кл), т.е. дислокации являются волнами зарядовой плотности.

Таким образом, свойства дислокаций обусловлены, главным образом, их ядрами и причину возникновения СВЧ колебаний следует искать, прежде всего, во взаимодействии атомов дислокационного ядра. Можно сказать, что дислокации, закрепленные в гексагональной сетке, подобны гексагональной цепочке взаимодействующих атомов-ротаторов. Суперпозиционное излучение взаимодействующих ротаторов соответствует эффективной частоте колебаний терагерцевого диапазона и удовлетворяет экспериментально оцененной собственной частоте колебаний дислокационного ансамбля, сохраняющейся и при  $T \rightarrow 0$ .

1. Никифорова В.Н., Лаврентьев Ф.Ф. Основные признаки, определяющие изменение микроконтактных спектров, вызванные дислокациями. // ДАН России, 2000. Т. 373, № 2, С. 178-180.
2. Никифорова В.Н., Босин М.Е., Лаврентьев Ф.Ф. Излучение дислокациями волн зарядовой плотности СВЧ диапазона в монокристаллах цинка. Тезисы докладов 5-ой Международной конференции, 25-26 октября, «Физические явления в твердых телах», Харьков, 2001 г., С. 52.
3. Bosin M.E., Krasnikova Z.A., Lavrentev F.F., Nikiforenko V.N. Evolution of Structural State in Zinc Monocrystals Under Influence of Mechanical Loading and Electric Field. Abstracts, Madison, Wisconsin, Cryogenic Engineering Conference and International Cryogenic Materials Conference (CEC/ICMC), July 16-20, 2001, P. 151-152.



## НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ СТРУКТУРЫ И ПРОСТРАНСТВЕННАЯ САМООРГАНИЗАЦИЯ В ОБЛУЧЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Хмелевская В.С., Малышкин В.Г.

*Обнинский институт атомной энергетики,  
khmel@iate.obninsk.ru*

При исследовании металлических материалов, облученных до высоких уровней радиационного повреждения, обнаружены особые неравновесные состояния, возникающие в узком интервале радиационных параметров, свойства которых универсальны для различных материалов и разных способов ионно-плазменного воздействия. Такие состояния наблюдались в твердых растворах систем Fe-Ni, Fe-Cr-Ni, Cu-Ni, Ni-Cr, Fe-Cr, V-Ti-Cr, а также в чистых металлах Zr и Ti. В них обнаружены:

- нанокластерные структуры (матрица пронизана малыми – 30-40 Å – кластерами);
- аномально сильные изменения свойств материала, относящихся как к ионной, так и к электронной подсистемам металла (в несколько раз изменяется микротвердость; имеется экстремум абсолютного коэффициента термоЭДС, указывающий на изменение состояния металлической связи);
- существенные изменения рентгеновской дифракционной картины – пики раздваиваются или изменяют форму;
- в некоторых случаях наблюдаются явления пространственной самоорганизации на различных масштабных уровнях (иерархия структур);

Предложена модель, в основе которой локальная перестройка кристаллической решетки в окрестности вакансии, в результате чего образуется атомная группа икосаэдрической симметрии, включающая вакансию(икосаэдр – для ГЦК и ГПУ, многогранник Франка-Каспера – для ОЦК). Результаты компьютерного эксперимента, выполненного в том числе методами молекулярной динамики, качественно согласуются со структурными эффектами и измерениями свойств.

В данной модели материал представляет собой естественный композит, состоящий из атомов одного сорта, в котором матрица армирована кластерами другой симметрии.

## СВОЙСТВА И СИММЕТРИЯ НАНОКРИСТАЛЛОВ

Акчурин М.Ш., Галиулин Р.В., Регель В.Р.

*Институт кристаллографии РАН,*  
Akchurin@ns.crys.ras.ru

Необычные свойства нанокристаллических (НК) материалов объясняются большинством авторов особым состоянием границ раздела. Однако эти свойства можно объяснить и в рамках теории идеального кристалла.

Судя по экспериментальным данным, уменьшение размера зерна приводит не только к уменьшению параметра решетки, но и к перераспределению симметрии между структурой отдельного блока и блочной структурой всего кристалла, причем точечная симметрия исходной кристаллической структуры (кристаллический класс) может оставаться неизменной. В предельном случае, когда зерна становятся сравнимы с элементарной ячейкой, может произойти частичная компенсация связей. При этом трехмерный каркас химических связей кристаллической структуры распадается на отдельные слои, цепочки или островковые структуры (наноблоки), состоящие из кратного числа элементарных ячеек. Их можно рассматривать как отождествление связей, приводящее к появлению орбиолов [1], т. е. структура распадается на компактные локальные евклидовы многообразия – нуль-мерные (классические), одномерные, двумерные, цилиндрические, тороидальные и т. д.

Соответствующее образование НК структуры нами исследовано при воздействии на различные по структуре и твердости монокристаллы под действием сосредоточенной нагрузки. Изучены химический состав, оптические и механические свойства образующихся под индентором областей с НК структурой. Показано, что энергии связи электронов в монокристаллической матрице и областях с НК структурой заметно различаются, т. е. компенсация связей в поверхностном слое зерен осуществляется за счет перестройки электронной структуры. Это свидетельствует о некотором изменении симметрии, причем сначала исчезают короткие параллельные переносы.

Наряду с образованием НК структуры при превышении определенных для каждого кристалла напряжений, наблюдается аморфизация материала непосредственно под индентором, а область с НК структурой располагается ниже - под аморфным слоем. В некоторых кристаллах (например, Si) под индентором наблюдаются фазовые переходы. Это позволяет предположить, что механизмы фазовых превращений и перехода в НК состояние однотипны, т. е. потеря устойчивости кристаллической структуры при различных на нее воздействиях (температура, сверхвысокие напряжения, большие деформации и т. д.) происходит в результате «вымораживания» элементов симметрии. В зависимости от степени «вымораживания» кристалл может перейти в НК состояние (распад структуры на слои, цепочки и отдельные наноблоки), подвергнуться фазовому переходу (перестройка каркаса структуры) или аморфизироваться (полная потеря трансляционной симметрии).

1. М.Ш. Акчурин, Р.В. Галиулин, В.Р. Регель. Материаловедение, 1999, № 4, С. 1-6.

## СТРУКТУРА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ НИТРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ

С. В. Фортуна<sup>1</sup>, Ю. П. Шаркеев<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Томский государственный архитектурно-строительный университет*

*s\_fortuna@mail.ru*

<sup>2</sup> *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН*

В современной промышленности нашли широкое применение защитные и упрочняющие нитридные покрытия, нанесенные на обрабатываемые инструменты различными методами. Разрабатываются и внедряются в производство новые разновидности известных методов нанесения покрытий, позволяющие получать покрытия с различными служебными характеристиками. Различия в свойствах покрытий обусловлены различиями в микроструктуре покрытий, формирующейся в процессе нанесения покрытий.

Методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии проведено сравнительное исследование микроструктуры и фазового состава покрытий из TiN, нанесенных методами плазменно-дугового напыления (технологии Булат, Metaplas, Balsers), плазменно-дугового напыления с применением активных фильтров капельной фракции [1], плазмо-магнетронного напыления (PMD) и методом газо-фазного осаждения (Valenite) [2].

Установлено, что покрытия TiN, полученные различными методами имеют различную структуру. Различаются покрытия средним размером зерна, уровнем внутренних напряжений, а так же текстурой. Так газо-фазные покрытия состоят из зерен равноосной формы. Средний размер зерна таких покрытий составляет 0,6 мкм, локальные остаточные напряжения отсутствуют. Плазменно-дуговые покрытия имеют нано- и субмикроструктурную структуру. Средний размер зерна в таких покрытиях, в зависимости от технологии нанесения покрытия, обычно составляет 0,04 - 0,1 мкм. В плазменно-дуговых покрытиях остаточные внутренние напряжения достигают величины  $E/15$  ( $E$  – модуль Юнга материала покрытия). Плазменно-дуговые покрытия представлены ярко выраженной колонковой структурой, причем высота колонок ограничена толщиной покрытия. Применение активных фильтров приводит к значительному снижению микрокапельной фракции в покрытиях.

Плазмо-магнетронные покрытия состоят из зерен нанокристаллических размеров, незначительно вытянутых в направлении от подложки к поверхности покрытия. В магнетронных покрытиях средний размер зерна оказался равным 0,06 мкм, а локальные остаточные напряжения очень высокие  $\sim E/10$ . Все покрытия состоят из однофазного  $\delta$ -нитрида титана TiN с кристаллической решеткой типа NaCl.

1. Фортуна С. В., Шаркеев Ю. П. Особенности микроструктуры монослойных нитридных покрытий. // Физическая мезомеханика. 2000. Т. 3. № 3. С. 29
2. Рябчиков А.И. Устройство для очистки плазмы дугового испарителя от микрочастиц. / Патент России RU 2108636 C1.- 1998

## ПЛАСТИЧЕСКИЙ ПОВОРОТ В ОДНОРОДНЫХ УПРУГИХ ПОЛЯХ

Молотков С.Г., Неверов В.В., Буяковский Р.Ф.

*Новокузнецкий государственный педагогический институт*  
smol@nvkz.kuzbass.net

Механизм пластической деформации активно обсуждается в последнее время. Можно указать ряд авторов монографий и статей, посвященных этому вопросу: Владимиров В.И., Лихачев В.А., Панин В.Е., Романов А.Е., Рыбин В.В. Конечно этот список далеко не полный и число исследователей, работающих в этом направлении весьма велико. Установлено, что пластическая деформация представляет собой набор трансляционных и поворотных мод, взаимосвязанных между собой. Считается, что пластический поворот является одним из видов поворотной моды деформации.

Нами предложена модель пластического поворота в условиях двухосной деформации. Задача решалась для бесконечной упругой плоскости, на бесконечности заданы нормальные напряжения вдоль осей  $OX$  и  $OY$  декартовой системы координат. В поле однородных напряжений возникает эллиптическая область - ядро, которое при деформации окружающей его матрицы совершает поворот как целое.

Проведенный анализ показал, что для развития поворота как упругого целого неоднородности поля напряжений (о них упоминают некоторые исследователи) не требуются. Не исключено, что, поскольку поворот разгружает ядро, то неоднородности напряжений являются не причиной, а следствием этого движения.

Развитию поворотов как целого способствуют: деформация чистого сдвига, расположение отношения осей эллиптического ядра в интервале  $0,4-0,6$ . Повороты требуют напряжений близких к критическим напряжениям сдвига материала, и потому конкурируют с пластическими сдвигами. Одним из сильно влияющих факторов является работа проскальзывания. Снижению этой работы и увеличению вероятности поворотов способствуют структурные дефекты, снижающие сопротивление на границе ядра, одновременные повороты в противоположных направлениях в соседних объемах, что снижает величину проскальзывания.

Рассчитана энергия, необходимая для поворота и показан выигрыш в энергии такого поворота по сравнению с энергией, необходимой для двухосной деформации той же области. Проанализировано влияние на выигрыш в энергии поворота первоначального положения и соотношения осей эллиптической области. Построено распределение компонент тензора напряжений и показаны линии скольжения во всей области деформации.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА 82К3ХСР, ПОДВЕРГНУТОГО РАЗЛИЧНЫМ ВИДАМ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Федоров В. А., Ушаков И. В., Пермякова И.Е.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Россия,  
feodorov@tsu.tmb.ru*

При исследовании свойств металлических стекол широкое применение нашел метод микроиндентирования [1]. В ряде случаев его использование предпочтительнее, благодаря достаточно высокой точности и оперативности.

Целью работы является определение методами микроиндентирования на полимерных подложках и U-методом изменения хрупкости металлического стекла, подвергнутого отжигу, и сопоставление полученных результатов.

Исследования проводили на металлическом стекле 82К3ХСР. Толщина ленты 30  $\mu\text{m}$ , состав: 83,7%Co+3,7%Fe+3,2%Cr+9,4%Si (wt.%). Перед испытанием образцы отжигали в печи при  $T_{\text{ан}}=538-1183$  К с выдержкой 10 мин. при каждой температуре. Деформирование и разрушение исследовали U-методом. Индентирование осуществляли на микротвердомере ПМТ-3. В качестве подложки использовали полимерные композиты с микротвердостью: 1  $\approx 151$  kG/mm<sup>2</sup>; 2  $\approx 16$  kG/mm<sup>2</sup>; 3 < 10 kG/mm<sup>2</sup>, толщиной  $\approx 1$  mm, нанесенный на металлические пластины.

Методом микроиндентирования установлено, что индентирование металлического стекла, отожженного при температуре выше критической, зависящей от материала подложки, может сопровождаться образованием трещин. Зависимости вероятности образования трещин от нагрузки на индентор являются линейными для любых температур отжига выше критической. Превышение критической температуры отжига приводит к экспоненциальному повышению хрупкости металлического стекла достигающей своего максимального значения при переходе сплава в кристаллическое состояние.

Экспоненциальное повышение хрупкости по мере повышения температуры отжига получено и U – методом. Максимальное значение хрупкости металлического стекла отмечено при его переходе в кристаллическое состояние.

Полученные результаты свидетельствуют об удовлетворительном совпадении данных полученных указанными методами. Сопоставление результатов позволяет уточнить данные, оптимизировать метод определения механических свойств термически обработанного металлического стекла.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 01-01-00403.*

1. Федоров В.А., Ушаков И.В. / Влияние отжига на изменение характера деформирования и разрушения металлического стекла при локальном нагружении // ЖТФ, 2001, Т 71, Вып. 6, С. 28-31.

## ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА НЕКОТОРЫХ ПОЛИОРГАНОКАРБОСИЛАНОВЫХ СОПОЛИМЕРОВ

Поликарпов В.М., Ушаков И.В.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,*

*polikarpovt@mail.ru*

Полиорганокарбосилановые высокомолекулярные соединения достаточно новый класс полимеров, интерес к которым обусловлен их уникальными промышленными свойствами.

Методами РСА и ДСК нами исследовались сополимеры (СП) схожей молекулярной массы, синтез которых был осуществлен сравнительно недавно в ИНХС РАН:  $[-Si((CH_3)_2)_2-(CH_2)_2-]_m-[-CH_2-CH=CH-CH_2-]_n$ , где  $m/n=2$  (СП1) и  $m/n=1$  (СП2), а также  $[-Si((CH_3)_2)_2-(CH_2)_2-]_m-[-CH(C_6H_5)-(CH_2)-]_n$ , где  $m/n=3$  (СП3). Полученные экспериментальные результаты сопоставлялись с аналогичными данными для полиэтилентетраметилдисилана (ПЭТМДС, структурная формула  $[-Si((CH_3)_2)_2-(CH_2)_2-]_n$ , где  $R=CH_3$ ).

Рентгеновские измерения проводили на стандартном дифрактометре “Siemens D 500T”. ДСК данные получали с помощью калориметра “Mettler Toledo Star System”. Молекулярные массы исследуемых полимеров составляли соответственно:  $2,9 \cdot 10^6$  (СП1),  $1,52 \cdot 10^6$  (СП1),  $2 \cdot 10^6$  (СП3),  $9,18 \cdot 10^6$  (ПЭТМДС).

Согласно ранее полученным данным и нашим исследованиям, ПЭТМДС - частичнокристаллический полимер со степенью кристалличности  $\sim 40\%$ . При температуре около  $109^\circ C$  происходит плавление кристаллитов и материал переходит в изотропный расплав. При этом теплота перехода составила  $51,1$  кДж/кг.

Как показали рентгеновские исследования при комнатной температуре степень кристалличности всех сополимеров оказывается значительно ниже аналогичного параметра для ПЭТМДС и не превышает  $2\%$ . В свою очередь такое резкое снижение кристалличности приводит к ухудшению прочностных свойств, а также уменьшает теплоту фазовых переходов.

Несмотря на разное строение сополимерных материалов, пик изотропизации на ДСК кривых практически неподвижен и лежит в диапазоне температур  $105-110^\circ C$ , что говорит о преобладающем влиянии фрагментов ПЭТМДС в основной цепи на температурное поведение и прочностные свойства. Наиболее высокая теплота фазового перехода для сополимеров отмечена у СП1 ( $16,7$  кДж/кг). С уменьшением доли фрагментов ПЭТМДС для СП2 соответствующая величина уменьшается до  $5,4$  кДж/кг.

Несмотря на преобладающее влияние основной цепи на температурное поведение и кристаллизационные способности, боковое обрамление также вносит свой вклад в происходящие процессы. Так, несмотря на самую большую долю фрагментов ПЭТМДС для СП3 теплота плавления оказалась в  $1,5$  раза меньше аналогичной величины для СП1. Такое снижение теплоты фазового перехода, вероятнее всего, обусловлено влиянием на основную цепь стирольного несимметричного бокового обрамления.

*Работа выполнена при финансовой поддержке INTAS (проект № 00-3-525), РФФИ (№ 01-01-00403.).*

## УПРУГИЕ СВОЙСТВА И КИНЕТИКА РЕШЕТОЧНЫХ И ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Емалетдинов А.К., Нуруллаев Р.Л., Александров Н.Д.

*Уфимский технологический институт сервиса, Россия*  
emaletd@mail.ru

Механические свойства нанокристаллических материалов определяются свойствами и кинетикой решеточных и зернограничных дислокаций. Большой вклад поверхностной энергии границ в свободную энергию приводит к существенному возрастанию ангармоничности решетки. В модифицированной модели Френкеля-Конторовой исследованы упругие поля напряжений в ангармонической решетке. Учет ангармоничности позволил обнаружить качественное отличие в распределении напряжений дислокации от случая упругой бесконечной решетки, которое состоит в том, что напряжения вначале как обычно спадают обратно пропорционально расстоянию, а затем на расстояниях, определяемых коэффициентом ангармоничности, начинают экспоненциально быстро затухать. Качественно новое поведение тензора напряжений приводит к изменению упругой энергии дислокаций, уровня средних напряжений, максимальной плотности дислокаций, критического напряжения срабатывания источников дислокаций, характера спадания напряжений от стенки и др. Проведено численное моделирование влияния размера зерна, границ и размера дислокаций в зерне на характер поведения напряжений дислокации.

Проведено исследование линейных дефектов в границах зерен. Установлено, что в специальных границах существуют стабильные зернограничные дислокации, имеющие вектор Бюргерса, равный периоду локальных минимумов в зернограничном потенциале. В произвольной большеугловой границе (квазипериодический потенциал) стационарные зернограничные дислокации не существуют. Общее решение выражается кноидальной волной, которая может распадаться на цуг квазидислокаций (неустойчивых солитоноподобных дефектов - дислокаций Сомилианы). Принципиально новое поведение вычисленного тензора напряжений квазидислокации, в отличие от решеточной дислокации, заключается в экспоненциальном спадании напряжений сразу от ядра. Собственная упругая энергия квазидислокаций почти на два порядка меньше чем упругая энергия решеточных дислокаций.

Проведено численное моделирование системы уравнений кинетики решеточных и зернограничных квазидислокаций. Показано, что скорость зернограничного проскальзывания является немонотонной функцией плотности квазидислокаций и времени. Исследован процесс диссоциации (спридинга) вошедшей решеточной дислокации в ансамбль квазидислокаций, оценено время диссоциации. Силовые и энергетические условия зарождения решеточных дислокаций в границах при низких температурах имеют порядок гомогенного зарождения дислокаций решетки. При температуре сверхпластичности напряжения зарождения дислокации могут быть снижены до уровня приложенных благодаря диссоциации дислокации несоответствия, остающейся в границе, в ансамбль квазидислокаций. При увеличении плотности квазидислокаций диссоциации не происходит, что может быть причиной выхода из режима сверхпластичности. Полученные результаты позволяют объяснить некоторые закономерности зернограничного проскальзывания в обычных границах и особенности сверхпластической деформации нанокристаллических материалов.

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДОЛИ АМОРФНОЙ ФАЗЫ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ МАТЕРИАЛАХ

Валеев Р.Г., Крылов П.Н., Рац Ю.В., Деев А.Н

*Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск*  
valeev#lasas@fti.udm.ru

Научный интерес к нанокристаллическому состоянию твердого тела связан прежде всего с ожиданием различных размерных эффектов на свойствах нанокристаллитов, размеры которых соизмеримы или меньше чем характерный корреляционный масштаб физического явления или характерная длина, фигурирующие в теоретическом описании свойств или процессов.

Наноразмерные полупроводниковые структуры, полученные методом термического распыления в вакууме при различных температурах [1] показывают аномально высокую фотопроводимость. Это может быть связано со структурой наноразмерных кластеров, которые могут состоять как из кристаллической, так и аморфной фазы. Геттеропереход аморфный полупроводник - кристаллический полупроводник в силу высокой плотности локализованных состояний в щели подвижности аморфного полупроводника аналогичен барьеру Шоттки и поэтому аморфно-нанокристаллическая полупроводниковая композиция может быть представлена набором микровыпрямительных устройств. Ранее [2] так же было показано, что существует взаимосвязь между интегральной интенсивностью фотолюминесценции и объемной долей кристаллитов в аморфно-нанокристаллических пленках кремния.

Мы предлагаем метод выделения аморфного и кристаллического вкладов в кластерах. Этот метод основан на выделении соответствующих вкладов в EXAFS спектры. Наши исследования основаны на использовании EXAFS-спектров материалов в различном состоянии. В данном случае использованы спектры германия в кристаллическом, нанокристаллическом и аморфном состояниях. Макроскопическая структура образцов была протестирована различными методами, такими как рентгеновская дифракция, просвечивающая электронная микроскопия, атомная силовая микроскопия. Было установлено, что в наноструктурированных пленках германия, полученных при температуре 150 °С, объемная доля аморфной фазы составляет около 70 %.

1. Валеев Р.Г., Деев А.Н., Рац Ю.В., Бабанов Ю.А., Крылов П.Н., Кобзиев В.Ф., Ломаева С.Ф., Физика и техника полупроводников, Т. 35 (2001), С.655.
2. Голубев В.Г., Медведев А.В., Певцов А.Б., Селькин А.В., Феоктистов Н.А., Физика твердого тела, Т. 41 (1999), С.153.
3. Valeev R.G., Kobziev V.F., Zolotaryova O.A., Deev A.N., Ruts Yu.V., Babanov Yu.A., Krylov P.N., Lomaeva S.F., Konyigin G.N., Physics of low dimensional structure, *направлена в печать*.



## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВОЗВРАТА И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ РКУ-ПРЕССОВАНИЕМ

Макаров И.М., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н.  
*Нижегородский государственный университет, Россия,*  
fmv@phys.unn.runnet.ru  
Копылов В.И.  
*Физико-технический институт НАН, р.Беларусь,*  
kpl@htmi.ac.by

В работе описаны результаты экспериментальных и теоретических исследований процессов возврата и рекристаллизации в микрокристаллической (МК) меди и никеле, полученных методами равноканального углового (РКУ) прессования. Приведены данные экспериментальных исследований зависимости среднего размера зерна от температуры и длительности изотермических отжигов, скорости нагрева и степени деформации (числа циклов РКУ-прессования).

Экспериментально показано, что вблизи точки начала рекристаллизации процесс роста зерен носит необычный характер – на фоне достаточно стабильной микрокристаллической матрицы существенно укрупняются лишь отдельные зерна. Показано, что в этих условиях функция распределения зерен по размерам является бимодальной, а объемная доля аномально растущих зерен экспоненциально нарастает со временем. Экспериментально установлено, что энергия активации процесса аномального роста зерен в МК металлах оказывается сопоставимой с энергией активации процессов зернограничной диффузии по неравновесным границам зерен МК металлов.

Установлено, что величина температуры рекристаллизации в МК металлах немонотонно зависит от степени предварительной РКУ-деформации.

Для объяснения эффекта аномального роста зерен в работе предложена модель процесса рекристаллизации в МК металлах, позволяющая определять зависимость температуры от времени и скорости нагрева, а также величины предварительной деформации. Рассмотрена модель описывающая кинетику роста зерен в МК металлах, позволяющая объяснить экспериментально наблюдаемую зависимость среднего размера зерна от времени изотермического отжига и температуры при различных скоростях нагрева.

В основе моделей лежат представления о закономерностях взаимодействия решеточных дислокаций с неравновесными границами зерен МК металлов и особенностях кинетики процессов возврата в неравновесных границах зерен, контролирующих начало процесса аномального роста зерен.

*Авторы благодарят за поддержку Международный научно-технический центр ISTC (грант 1413-00), РФФИ (грант 00-02-16546), а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-исследовательский и образовательный центр сканирующей зондовой микроскопии (НОЦ СЗМ) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СВЕРХПЛАСТИЧНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Sc-Zr, ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

Нохрин А.В., Макаров И.М., Лопатин Ю.Г., Смирнова Е.С., Чувильдеев В.Н.

*Нижегородский государственный университет, Россия,*

*fmv@phys.unn.runnet.ru*

*В.И.Копылов*

*Физико-технический институт НАН, р.Беларусь,*

*kpl@htmi.ac.by*

В работе представлены результаты исследований стабильности структуры и свойств алюминиевых сплавов системы Al-XMg-0.22%Sc-0.15%Zr с различным содержанием магния ( $X=0, 1.5, 3$  и  $4.5$  вес.%), полученных путем многоциклового равноканального углового (РКУ) прессования. Экспериментальные исследования проводились как при помощи прямых структурных методов (оптическая, атомно-силовая и просвечивающая электронная микроскопия), так и с помощью различных структурночувствительных методов (методика электросопротивления, методика микротвердости, методика микропластических и релаксационных испытаний).

Проведенные исследования показали, что использование РКУ-прессования приводит к формированию однородной микрокристаллической (МК) структуры со средним размером зерна от 150 нм до 1 мкм (в зависимости от содержания магния в твердом растворе) и к существенному повышению механических свойств. Структурные исследования свидетельствуют о том, что температура рекристаллизации в МК сплавах Al-Mg-Sc-Zr составляет  $150-200$  °С, а сам процесс рекристаллизации носит многостадийный характер, связанный с выделением частиц второй фазы.

В работе приведены результаты экспериментального изучения особенностей поведения механических свойств МК Al-сплавов в условиях одновременного протекания процессов рекристаллизации и дисперсного старения. Показано, что поведение предела макроупругости, предела текучести и микротвердости в этом случае не является коррелированным.

Экспериментальные исследования изотермических зависимостей удельного электросопротивления показало, что кинетика распада твердого раствора в МК сплавах системы Al-Mg-Sc-Zr существенно отличается от кинетики распада твердого раствора в литых сплавах данной системы. Параллельно проводимые исследования структуры, электрофизических и механических свойств позволили оценить размеры и объемную долю выпадающих дисперсных частиц  $Al_3(Sc_xZr_{1-x})$ .

Для объяснения наблюдаемых эффектов построены качественные модели, позволяющие описать кинетику распада твердого раствора, а также закономерности процесса низкотемпературной рекристаллизации в МК сплавах.

*Авторы благодарят за поддержку Международный научно-технический центр ISTC (грант 1413-00), РФФИ (грант 00-02-16546), а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-исследовательский и образовательный центр сканирующей зондовой микроскопии (НОЦ СЗМ) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.*

## ПРОЧНОСТЬ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР

Васильев Л.С

*Удмуртский государственный университет, Ижевск, Россия*

*lvas@uni.udm.ru*

Общее состояние теоретических представлений о механизмах пластичности материалов с субмикроскопической структурой в настоящее время нельзя признать удовлетворительным, и это, в известной мере, закономерно. Действительно, главная концептуальная трудность при описании макропластичности для этого класса материалов состоит в невозможности использования обычных дислокационных моделей пластического сдвига. В аморфных материалах дислокаций просто нет, поскольку нет трансляционной симметрии, линейными дефектами которой они являются. В нанокристаллических материалах принципиально возможной оказывается лишь сильно разветвленная сетка малоподвижных зернограницных дислокаций. Однако прямыми оценками можно показать, что плотность таких дислокаций на межкристаллитных границах нанокристаллитов должна на несколько порядков превышать предельное для разрушения значение  $\rho \approx 10^{12} \text{ м}^{-2}$ . Ясно, что в этих условиях нельзя рассматривать какую-либо регулярную структуру границы вообще и, скорее всего, следует говорить не о сетке зернограницных дислокаций, а о некотором особом аморфно подобном структурном состоянии межкристаллитных границ нанокристаллитов.

Таким образом, в принципе нет никаких достаточно веских оснований использовать традиционные представления при анализе механизмов пластичности аморфных и нанокристаллических объектов. В связи с этим была предложена модель макродислокационной пластичности. Здесь структура идеального материала представляется в виде периодической решетки плотноупакованных элементарных блоков. В качестве такого блока может быть выбран кластер наиболее сильно связанных атомов для аморфных материалов или нанокристаллит в случае нанокристаллического материала. Блоки считаются недеформируемыми, форма их принимается сферической. Пространство между блоками заполнено жидкоподобной или аморфноподобной средой. В континуальном приближении блоки считаются бесструктурными точками, наподобие атомов в обычной среде (псевдоатомами).

В реальности регулярной решетки псевдоатомов не существует, поэтому для более адекватного описания структуры материала вводится понятие макродислокации, являющейся линейным дефектом трансляционной симметрии решетки псевдоатомов. Для макродислокаций оказывается возможным построить теорию собственных напряжений и рассчитать их подвижность под действием внешней нагрузки. В результате удается в достаточно удобной форме описать не только обычные пластические свойства субструктурированных материалов, но и выяснить природу их сверхпластичности.

## ВЛИЯНИЕ СЛАБЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПОВЕДЕНИЕ ОЧАГА РАЗРУШЕНИЯ

Куксенко В.С., Томилин Н.Г., Елизаров С.В., Ин Ксян-Чу

*ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, ООО ИНТЕРЮНИС, Россия,  
Институт Механики АН Китая*  
Victor.kyksenko@pop.ioffe.rssi.ru, xcyin@public.bta.net.cn

В Физико-техническом институте им. А. Ф. Иоффе РАН развита двухстадийная модель разрушения твердых тел, инвариантная к масштабу разрушения. Первая стадия связана с накоплением трещин, размеры которых лимитируются характерными размерами структурных элементов. При достижении пороговых концентраций формируется локальный очаг разрушения, в котором процесс разрушения протекает ускоренно и завершает макроскопическое разрушение. Поскольку первая стадия занимает основное время в общем процессе, переход на вторую стадию может рассматриваться как прогностический критерий макроскопического разрушения. При длительных процессах, в том числе сейсмических, представляет интерес изучение поведения очага разрушения при слабых воздействиях.

В данной работе при нагружении образцов из горных пород за накоплением трещин следили методом акустической эмиссии. Появление очага разрушения надежно выделяли локацией акустических сигналов. После этого нагрузка уменьшалась на 10% и вновь повышалась до прежней. Проводилось несколько таких циклов, иногда до окончательного разрушения образца. Аналогичные испытания проводились при нагрузках до появления очага разрушения.

Выявлено большое различие в выделении упругой энергии в виде акустической эмиссии при разгрузке образца для случая, когда в образце нет очага разрушения и при его наличии. Когда в образце нет активного очага разрушения, при малом уменьшении нагрузки акустическая эмиссия быстро падает практически до нуля. Если в образце сформировался активный очаг разрушения, то при уменьшении нагрузки акустическая эмиссия падает слабо, может не падать, а может и возрастать.

Такие испытания являются полезными для выявления активных очагов разрушения и краткосрочного прогнозирования макроскопического разрушения различных конструкций, разрушение которых может представлять большую опасность. Кроме этого, такой отклик очага разрушения позволяет объяснить возникновение горных ударов и землетрясений при техногенных воздействиях и даже при таких слабых воздействиях, как лунные приливы.

*Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований: (№ 01-05-64893), Международного Научно-Технического Центра (№ 1745) и NSF of China (№ 19732060, 40004002).*

## ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ TiN КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО СИНТЕЗА

Нестеренков В.А.<sup>1</sup>, Пинжин Ю.П.<sup>1</sup>, Тухватуллин А.А.<sup>1</sup>, Коротаев А.Д.<sup>1</sup>,  
Тюменцев А.Н.<sup>1</sup>, Коваль Н.Н.<sup>2</sup>, Гончаренко И.М.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия*  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*  
tyuments@phys.tsu.ru

<sup>2</sup>*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия*

Методом распыления титана в атмосфере молекулярного азота, совмещенного с облучением низкоэнергетическими ( $E \approx 100$  eV) ионами азота, получены покрытия TiN и наноккомпозитные покрытия TiN-Cu при одновременном распылении титана и меди в тех же условиях. Фазовый состав, размер зерна, особенности дефектной субструктуры и упруго-напряженного состояния покрытий исследованы методами рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии в тонких фольгах.

Показано, что на поверхности сопряжения с подложкой покрытия, в зависимости от различия параметров решетки, имеют наноккристаллическую структуру, либо структуру слоя с эпитаксиальным зарождением. С увеличением парциального давления кислорода в атмосфере азота формируется промежуточный слой окисла  $Fe_3O_4$  с аморфно-кристаллической или аморфной структурой. С увеличением толщины покрытия развивается текстура типа  $\langle 112 \rangle$ ,  $\langle 111 \rangle$  с увеличением размера зерна до  $0.1 \div 0.3$  мкм.

Впервые показано, что в покрытиях наблюдаются высокая кривизна решетки  $\chi_{ij} \leq (25 \div 35)$  град/мкм, близкий к теоретической прочности уровень локальных внутренних напряжений, границы зерен с переменным вектором разориентации.

Указанные особенности тонкой структуры покрытий играют важнейшую роль не только в снижении их эксплуатационных свойств, но и в самопроизвольном разрушении покрытий при их синтезе.

В условиях синтеза покрытий, совмещенного с облучением низкоэнергетическими ионами, более чем на порядок снижаются значения  $\chi_{ij}$  и внутренние напряжения с формированием близких к равновесным границ зерен. При этом в  $(1.5 \div 2)$  раза повышается пластичность покрытий и существенно увеличивается их износостойкость.

В условиях вакуумно-дугового напыления в комбинации с ионами низкоэнергетической газоразрядной плазмы получены наноккомпозитные покрытия "TiN-металл" с уровнем твердости  $H_{\mu} \approx 40$  ГПа.

Наблюдается значительная тетрагональность решетки нитридной фазы, обусловленная ее сжатием в плоскости покрытия и растяжением в нормальном этой плоскости направлении.

Показано, что по всей толщине наноккомпозитных покрытий размер зерна составляет  $(10-30)$  нм.

Обсуждены вопросы природы воздействия низкоэнергетического облучения и изменения элементного состава покрытий на особенности их структуры.

## ОСОБЕННОСТИ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ

Андриевский Р.А.

*Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Московская обл.*  
ara@icp.ac.ru

Особенность материалов на основе тугоплавких соединений (карбидов, боридов, нитридов и др.) заключается, как известно, в хрупком характере разрушения, что тем не менее не исключает их широкого применения в качестве инструментальных, конструкционных и функциональных компонентов. Как показано во многих последних работах, переход к наноструктуре, с одной стороны, может существенно повышать твердость, а с другой стороны, способствовать переходу в сверхпластичное состояние. Обе отмеченные особенности интересны для хрупких тугоплавких соединений.

Анализируются основные дефекты структуры нанокристаллических материалов: пористость, состояние поверхностей раздела (границы зерен, межфазные границы, тройные стыки), сегрегации и неравновесные фазы, дислокации, остаточные напряжения. На основе данных высокоразрешающей сканирующей электронной микроскопии и атомносиловой микроскопии сообщается о двух типах деформации нанокристаллических пленок нитридов и боридов – гомогенной (пленки TiN) и негомогенной (пленки TiB<sub>2</sub> и AlN). Если первый тип деформации характерен для ярко выраженной столбчатой структуры, то второй тип с явной локализацией и образованием ступеней – для камневидной структуры. Ширина и высота ступеней составляет около 300-600 нм и 100-150 нм соответственно [1, 2].

Использование высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии выявило наличие краевых дислокаций в кристаллитах TiN и TiB<sub>2</sub> размером 5-10 нм, что неплохо коррелирует с оценками [3] и с обнаруженной остаточной деформацией наностолбчатой структуры пленок TiN.

Детальное изучение темнопольных изображений обнаружило также весьма значительное количество кристаллитов Ti(B,N) размером 1-2 нм и менее. Приводятся гистограммы таких распределений, построенных на основании 1000-2000 измерений, и обсуждается их эволюция при высокотемпературных отжигах в интервале температур до 1000°C. Отмечена стабильность наноструктуры при некотором спаде твердости, что связывается с релаксацией остаточных напряжений [4].

Сообщается об изучении вязкости разрушения и горячей твердости нанокompозитов в системе TiN-TiB<sub>2</sub> (образцы были получены методом спекания при высоких давлениях ультрадисперсных порошков; опыты проводились совместно с И.В. Гридневой (ИПМ НАНУ, Киев) и В.С. Урбановичем (ИФТТiП, НАНБ, Минск)). Аномалий в поведении этих параметров и проявления сверхпластичности при T=900°C не выявлено.

1. Р.А.Андриевский, Г.В.Калинников, Д.В.Штанский. ФТТ **42**, 741 (2000).
2. R.A.Andrievski, G.V.Kalinnikov, J.Jaberteau, J.Bates. J. Mater. Sci. **35**, 2799 (2000).
3. V.G.Gryaznov, I.A.Polonsky, A.E.Romanov et al. Phys. Rev. **B44**, 42 (1991).
4. Р.А.Андриевский, Г.В.Калинников, А.Е.Облезов, Д.В.Штанский Доклады АН (2002), принято к печати.

## СПЕЦИФИЧЕСКИЕ ДЕФЕКТЫ И ПОЛЗУЧЕСТЬ РЕШЕТКИ В КРИСТАЛЛАХ ЦЕПНОГО СТРОЕНИЯ

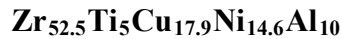
Слущкер А.И.

*ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург*  
alexander.slutsker@pop.ioffe.rssi.ru

В отличие от «обычных» кристаллов, построенных из атомов или небольших молекул, в кристаллах цепного строения (полимерные кристаллы) имеет место резкая анизотропия упругих характеристик (жесткости) решетки: вдоль осей цепных молекул и в поперечном направлении. В связи с этим в решетке полимерных кристаллов возможны специфические дефекты конформационного типа: искажения в скелетах на отдельных участках цепных молекул: цис- или гош-конформеры (в отличие от транс-конформеров на неискаженных участках распрямленных цепных молекул). При продольном нагружении возможны гош-транс и цис-транс переходы, что вызывает изменение межплоскостных расстояний в решетке и неприсущее «обычным» кристаллам явление: ползучесть решетки.

Это явление обнаружено и исследовано на кристаллах жесткоцепного полимера (полиамидобензимидазола). Методом рентгеновской дифракции, по угловому сдвигу рефлексов прослежено изменение во времени межплоскостных расстояний (ползучесть решетки) в зависимости от напряжения и температуры. Оценена энергия активации решеточной ползучести. В циклах нагружение - разгрузка при смене температуры в середине цикла обнаружены особенности деформации решетки, обусловленные конформационными переходами.

## ПОЛЗУЧЕСТЬ МАССИВНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА



Берлев А.Е.<sup>1</sup>, Бобров О.П.<sup>1</sup>, Каверин В.Л.<sup>1</sup>, Мишкуф Й.<sup>2</sup>,  
Хоник В.А.<sup>1</sup>, Чах К.<sup>2</sup>, Юрикова А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Воронежский государственный педагогический университет  
khonik@vspu.ac.ru

<sup>2</sup> Институт экспериментальной физики, Кошице, Словакия

Проведено подробное исследование неизотермической ползучести массивного металлического стекла  $\text{Zr}_{52.5}\text{Ti}_5\text{Cu}_{17.9}\text{Ni}_{14.6}\text{Al}_{10}$  в широком интервале скоростей нагрева ниже и в окрестности интервала стеклования.

Впервые показано, что сдвиговая вязкость  $\eta$  массивного металлического стекла сильно зависит от скорости нагрева  $\dot{T}$ : рост  $\dot{T}$  в 200 раз приводит к снижению вязкости при данной температуре ниже температуры стеклования на один–два порядка. Влияние скорости нагрева связывается с необратимой структурной релаксацией и может быть количественно интерпретировано в рамках модели направленной структурной релаксации. Эта модель предсказывает линейный рост вязкости в зависимости от обратной скорости нагрева при фиксированной температуре. Линейные зависимости  $\eta - \dot{T}^{-1}$  действительно наблюдаются в эксперименте.

Температурная зависимость вязкости ослабляется вблизи температуры стеклования  $T_g$  и при  $T > T_g$  меняет свой характер на противоположный: рост скорости нагрева приводит к увеличению вязкости при данной температуре. Предполагается, что этот эффект обусловлен фазовым расслоением стекла при температурах выше  $T_g$ .

Показано, что при температурах выше комнатной сдвиговая вязкость массивного металлического стекла, в противоположность ожидаемому результату, существенно ниже таковой для обычного ленточного стекла. Этот факт может привести к переоценке роли избыточного свободного объема в гомогенном течении металлических стекол.



## МАГНИТОПЛАСТИЧНОСТЬ ГЛАЗАМИ ХИМФИЗИКИ

Ю. И. Головин

Тамбовский государственный университет,  
golovin@tsu.tmb.ru

Пластическая деформация твердых тел рассматривается в работе как объект химической кинетики. Для этого имеется несколько оснований: а) с точки зрения термодинамики и пластическое течение, и химическая реакция есть релаксационные процессы, понижающие термодинамический потенциал системы; б) кинетика этих процессов в большинстве случаев определяется термоактивационным преодолением потенциальных барьеров; в) микроскопические процессы взаимодействия короткого сегмента скользящей дислокации с локальным стопором могут быть формально проанализированы как химическая реакция между двумя квазимолекулами в реакционной ячейке; г) наличие неспаренных электронов в ядре дислокации и преодолеваемом стопоре делает ситуацию близкой к квалифицируемой в химической кинетике как гетерогенная радикальная реакция.

Уподобление пластического течения твердотельной химической реакции позволяет привнести в науку о пластичности подходы, хорошо разработанные и проверенные химической физикой, и, в частности, использовать с большой пользой теорию спин-зависимых радикальных химических реакций [1] в обсуждении природы магнитопластических эффектов (МПЭ). Как известно, обнаруженные к настоящему времени разнообразные МПЭ в магнитонеупорядоченных твердых телах проявляются в разблокировании и увеличении подвижности индивидуальных дислокаций, скорости макропластического течения, понижением предела текучести, твердости и др. (см. для обзора [2]). Прямыми ЭПР экспериментами обнаружено резонансное разупрочнение макроскопически диамагнитных кристаллов и наличие в них короткоживущих ( $\sim 10^{-9}$  с) парамагнитных центров, связанных с движущимися дислокациями и стопорами [3]. Выделение таких быстропротекающих стадий во взаимодействии дислокации со стопорами проливает новый свет на природу упрочнения и разупрочнения кристаллов и на гигантскую чувствительность их механических, электрических и люминесцентных свойств к слабым магнитным полям. В результате было однозначно доказано, что магнитопластичность есть следствие спиновой конверсии в короткоживущих радикальных парах, образуемых и разрушаемых в процессе движения и взаимодействия дефектов по кристаллу при пластической деформации. Это дает возможность исследовать и управлять пластичностью на новом, электронно-спиновом уровне.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Бучаченко А.Л., Сагдеев Р.З., Салихов К.М. Магнитные и спиновые эффекты в химических реакциях. Новосибирск.: Наука. 1978. 296 с.
2. Головин Ю.И., Моргунов Р.Б. // Материаловедение. 2000. №№ 3-5.
3. Головин Ю.И. и др. // ЖЭТФ. 2000. Т. 116. № 6. С. 123.

## ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА ПРИ 300 –4,2 К

Табачникова Е.Д.<sup>1</sup>, Бенгус В.З.<sup>1</sup>, Нацик В.Д.<sup>1</sup>,  
Мишкуф Й.<sup>2</sup>, Чах К.<sup>2</sup>, Валиев Р.З.<sup>3</sup>, Столяров В.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> *Физико-технический институт низких температур НАНУ, Харьков, Украина*  
ТАВАЧНИКОВА@ilt.kharkov.ua

<sup>2</sup> *Институт Экспериментальной физики САН, Кошице, Словакия*

<sup>3</sup> *УГАТУ, Институт физики новых материалов, Уфа, Россия*

Настоящая работа посвящена экспериментальному изучению низкотемпературного деформационного поведения наноструктурного титана, полученного интенсивной пластической деформацией путем равноканального углового прессования (РКУП)

Призматические образцы (2x2x7 мм) наноструктурного титана, имеющие после РКУП прутков технически чистого титана ВТ 1-0 со средним размером зерна 15 мкм, средний размер зерна 100 - 300 нм, были подвергнуты одноосному квазистатическому (со скоростью около  $4 \times 10^{-4}$  сек<sup>-1</sup>) сжатию при 300, 77 и 4,2 К.

Изученный наноструктурный титан обладал пределами текучести почти вдвое большими, чем исходный материал ВТ-1-0. Пластическая деформация до разрушения составляла от 34% до 5% (в зависимости от температуры и ориентации образцов относительно оси РКУП). При 4,2 К деформация носила скачкообразный характер. При 77 и 4,2 К разрушение происходило путем катастрофического пластического сдвига – соскальзывания одной части образца относительно другой при сжимающих разрушающих напряжениях от 1.4 до 2.4 ГПа.

Поверхности сдвигового разрушения были ориентированы почти под углом 45<sup>0</sup> к оси сжатия. Фрактография с помощью сканирующей электронной микроскопии выявила «венный» узор на всех поверхностях сдвигового разрушения наноструктурного титана. Обнаружено неоднородное распределение «вен» и его зависимость от структурного состояния образцов. Это явление рассматривается как следствие неоднородного распределения внутренних напряжений и неоднородного адиабатического разогрева на поверхности сдвига и разрушения в исследованных образцах.

Установленные низкотемпературные особенности анализируются с учетом влияния полей внутренних напряжений и вклада зернограницных дислокаций в низкотемпературную пластическую деформацию наноструктурного Ti.

*Работа выполнена по программе ИНТАС (№ 99-01741).*

## СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКРИСТАЛЛИЗОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИМ НАНОФАЗНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Мильман Ю.В., Лоцко Д.В., Миракл Д. \*, Ефимов Н.А., Белоус А.Н., Куприн В.В.,  
Даниленко Н.И., Самелюк А.В.

*Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев, Украина*  
milman@materials.kiev.ua

*\*Air Force Research Laboratory, USA, Wright-Patterson*

В последнее десятилетие разработан новый класс высокопрочных и жаропрочных сплавов на основе алюминия, упрочненных наночастицами квазикристаллической (КК) фазы. Прочность таких сплавов обеспечивается высокой твердостью и модулем упругости квазикристаллов, а также их стабильностью до сравнительно высоких температур, пластичность – особым механизмом деформации композиций с КК наночастицами, обладающими высокой плотностью дефектов.

Изучены ленты толщиной 25-70 мкм, полученные методом спиннингования сплавов  $Al_{92}Mn_6Ce_2$ ,  $Al_{91,8}Mn_6Ce_2Sc_{0,2}$ ,  $Al_{93}Fe_3Ti_2Cr_2$ ,  $Al_{92,8}Fe_3Ti_2Cr_2Sc_{0,2}$ . Влияние Sc на структуру и прочность сплавов этой группы изучено впервые. Структуру и фазовый состав лент изучали методами рентгенографии и просвечивающей электронной микроскопии. Показано, что в лентах формировались частицы КК фаз с размером около 50 нм, зависящим от состава и толщины ленты. EDX-анализом установлено равномерное распределение Sc между КК фазой и матрицей.

На примере лент состава Al-Fe-Ti-Cr выполнен анализ физического уширения рентгеновских дифракционных линий КК фазы с целью оценки вклада фононных и фазонных дефектов, связанных соответственно с неоднородными искажениями решетки и нарушением химического порядка в кристаллах. Установлено наличие в наночастицах высокой плотности дефектов обоих типов. Рентгеноструктурные исследования показали, что в лентах Al-Mn-Ce наличие Ce приводит к сильному изменению решетки КК фазы, выражающемуся в появлении интенсивных сверхструктурных дифракционных линий при ослаблении интенсивности ряда основных линий, влияние добавки Sc на дифракционную картину в этом случае не заметно. В лентах Al-Fe-Cr-Ti добавка Sc вызывает усиление интенсивности некоторых линий основной решетки КК фазы, сопровождающееся уменьшением размера ее частиц.

Прочность лент характеризовали микротвердостью (при нагрузке 0,5 Н), пластичность – методом огибания вокруг стержней разного диаметра. Значения микротвердости исследованных лент при комнатной температуре соответствуют наиболее прочным высоколегированным Al-сплавам. Показано, что разрушение изогнутых лент начинается с источника на поверхности. Поверхность разрушения вблизи от источника имеет характерный “кластерный” характер.

В лентах Al-Fe-Ti-Cr-(Sc) исследована термическая стабильность структуры и прочности после вакуумного отжига в течение 1 ч при температурах 360-550 °С. Показано, что твердость и основной характер структуры при некотором возрастании размеров частиц КК фазы сохраняется при отжиге до 400 °С, а затем происходит превращение КК фазы в интерметаллиды типа  $Al_{23}Ti_9$  и  $Al_{13}Cr_2$ . Высказано предположение, что это превращение развивается на основе зародышей аппроксимантных фаз, создаваемых фазонными дефектами. Влияние легирования Sc на прочность лент проявляется в значительной задержке спада микротвердости после отжига при 550 °С.

## МЕХАНИЗМЫ И КИНЕТИКА ФОРМИРОВАНИЯ НАНОАМОРФНЫХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

В.А.Поздняков

*Институт металлофизики и функциональных материалов  
ГНЦ ЦНИИЧермет имени И.П.Бардина, Москва*

Наноаморфные металлические материалы (металлические наностекла) представляют собой один из классов наноструктурных материалов. Наноаморфные твердые тела получают компактированием аморфных наночастиц (с размером порядка 10 нм). Структура и состав поверхностных слоев наночастиц отличаются от соответствующих объемных параметров частиц. В результате образуется объемный аморфный материал, состоящий из нанообластей с одной аморфной структурой, границы раздела между которыми имеют иную аморфную структуру и меньшую плотность.

В работе анализируются механизмы и кинетика гомогенного пластического течения аморфных наночастиц, поверхностные слои которых имеют иную структуру и реологические свойства. При сближении частиц под действием внешней нагрузки возникает течение поверхностных слоев в неоднородных полях напряжений герцевских контактов. Одновременно происходят процессы гомогенизации материала наночастиц.

Рассчитывается кинетика уплотнения порошковых аморфных металлических материалов под действием приложенного давления. Предполагается, что наночастицы одного размера имеют сферическую форму. Зависимость скорости пластической сдвиговой деформации от сдвигового напряжения принимается в виде гиперболического синуса. Процесс уплотнения наночастиц условно разделен на две стадии. На начальной стадии процесса компакт уплотняется за счет роста площади приконтактных перешейков между частицами при их сближении. При этом также возрастает радиус частиц и число контактов с соседями. На второй стадии процесса компактирования происходит залечивание пор.

Оцениваются условия компактирования, необходимые для предотвращения кристаллизации аморфного сплава. Рассчитываются параметры формирующегося наноаморфного материала в зависимости от условий теплового прессования.

## ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

В.А.Поздняков

*Институт металлофизики и функциональных материалов  
ГНЦ ЦНИИчермет имени И.П.Бардина, Москва*

Проведен анализ структурных механизмов хрупкого и квазихрупкого разрушения нанокристаллических материалов (НМ), для которых дислокационные механизмы пластичности не реализуются.

Рассмотрены особенности процесса хрупкого разрушения однофазных НМ. Исследованы условия зарождения нанотрещин на зернограничных фасетках, тройных стыках и нанопорах. Проведен анализ условий развития трещин по границам зерен. При этом учитывается влияние внутренних напряжений на характер процесса зернограничного разрушения. Рассчитан вклад поверхностного натяжения искривленной поверхности зернограничных трещин в вязкость разрушения НМ.

Для НМ основным механизмом пластичности является зернограничное микропроскальзывание. В то же время в вершине областей зернограничной деформации возникает концентрация напряжения, вызывающая образование трещин. Оценен вклад в вязкость разрушения НМ, обусловленный зернограничным микропроскальзыванием.

Рассмотрены условия разрушения двухфазных НМ с разной степенью пластичности структурных составляющих. Показано, что зарождение трещин может стать доминирующим механизмом разрушения по сравнению с их распространением, что приведет к реализации процесса множественного разрушения. Центрами множественного зарождения нанотрещин будут служить нанозерна более хрупкой фазы. Если условия распространения трещины в более пластичной фазе не выполняются, то процесс разрушения будет происходить путем объединения образующихся трещин в магистральную трещину.

Проанализированы структурные механизмы разрушения НМ, получаемых методами компактирования нанопорошка и нанокристаллизации аморфных сплавов. Определены условия развития трещин в нанокompактах, характерными структурными элементами которых являются нескомпенсированные тройные стыки границ зерен, нанопоры и границы с неравновесной структурой. Рассмотрены структурные механизмы образования и развития трещин в наноматериалах, полученных кристаллизацией аморфных сплавов. Показано, что в границах зерен и их стыках НМ, полученных при завершённой кристаллизации аморфных сплавов, может содержаться множество нанопор. Оценен их вклад в снижение прочностных характеристик.

## МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДИНАМИКИ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ДИСПЕРСНОЙ ФАЗЫ В ВЯЗКО-УПРУГОЙ ЖИДКОСТИ

Винокуров В.А., Карпухин А.А.

*Московский государственный университет дизайна и технологии*  
vinokur@narod.ru

Предлагается модернизированная модель процесса диспергирующего смешения полимеров. Существующие модели или далеки от реальности (модель Г. Тэйлора) или не выявляют рецептурно-технологических факторов, определяющих динамику процесса (модель Рэлея-Тэйлора-Томотики). В 1976 г. Н. Токита предложил модель расчета размеров дисперсной фазы. В основу модели положена идея одновременного протекания двух процессов: разрушения и слипания дисперсных частиц. Однако модель Токиты недостаточно детализирована и содержит эмпирические постоянные, нахождение численных значений которых экспериментальным путем не представляется возможным.

В основу модернизированной нами модели положены законы сохранения энергии и объема дисперсной фазы. Затраты энергии на диспергирование оцениваются как сумма энергии на деформирование плюс энергия, затраченная на образование новой поверхности. Процесс слипания описывается вероятностной зависимостью, определяемой характером движения расплава.

Итоговая математическая модель процесса измельчения частиц дисперсной фазы в случае неупорядоченного течения расплава описывается дифференциальным уравнением:

$$\frac{dN}{dt} = \left[ \frac{\beta \cdot \tau \cdot \dot{\gamma}}{\varphi \left( \Theta_5 E + \Theta_2 \frac{\sigma}{r} \right)} - \Theta_4 \frac{\varphi v}{r} \right] N ,$$

где:  $\beta$  – коэффициент полезного действия смесительного оборудования;  $\dot{\gamma}$  – скорость сдвига;  $\Theta_2, \Theta_3, \Theta_4, \Theta_5$  – коэффициенты;  $\kappa$  – градиент скорости движения дисперсных частиц;  $\sigma$  – межфазное натяжение на границе дисперсная частица – матрица;  $\tau$  – напряжение сдвига;  $\varphi$  – удельный объем дисперсной фазы;  $E$  – модуль Юнга дисперсной фазы;  $N$  – число частиц дисперсной фазы;  $r$  – радиус отдельной частицы;  $t$  – время;  $v$  – относительная скорость движения частиц. Построенная модель находится в хорошем соответствии с данными проведенных экспериментов.

## СДВИГОВЫЙ И РОТАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Носкова Н.И.

*Институт физики металлов УрО РАН*  
noskova@imp.uran.ru

Проведено исследование методом «*in situ*» особенностей процесса деформации чистых металлов и многофазных сплавов в нанокристаллическом состоянии. Данные о механизме деформации чистых металлов Cu, Ni, Mo и Ti в нанокристаллическом состоянии (с размером зерна 30-70 нм) приведены для наноструктуры, возникающей при сильной пластической деформации, а для сплавов на железной, кобальтовой и палладиевой основах – для наноструктуры (с размером зерна 6-10 нм), возникающей в результате нанокристаллизации аморфных лент при 723-923 К в вакууме.

Обнаружено, что в нанокристаллических чистых металлах Ni и Cu с уменьшением размера нанозерен происходит смена механизма деформации: дислокационный механизм пластической деформации наблюдается до некоторого порогового размера нанозерна 60- 70 нм, далее при уменьшении размера зерна механизм деформации становится дислокационно-ротационным и, наконец, сдвиговые моды деформации подавляются, а активизируются ротационные моды деформации, если размер нанозерна меньше 30 нм. Нанозерно, в последнем случае, под действием внутренних напряжений, возникающих в тройных стыках зерен, испытывает поворот относительно соседних зерен, при этом дислокации внутри зерна остаются неподвижными.

Деформация в нанокристаллическом титане и сплаве на железной основе развивается также за счет активизации ротационных мод деформации. Однако, для сплава с размером нанозерен не выше 10 нм наблюдается кооперативность ротационных мод, которая приводит к подстраиванию нанозерен друг к другу по ориентации, а затем к возникновению мезосдвига по границам нескольких одинаково ориентированных нанозерен.

В нанокристаллическом титане при деформации растяжением также наблюдается активизация ротационных мод деформации и появление мезоскопических деформационных сдвиговых полос. В результате действия ротационных мод деформации в объеме нескольких нанозерен возникают деформационные микродвойники одной ориентации. Это, в большинстве случаев, сопровождается возникновением повышенной пластичности нанокристаллического титана.

Результаты, полученные при исследовании, позволяют считать размер нанозерна при формировании высокопрочного состояния нанокристаллического материала одним из главных параметров только в том случае, когда основная активная деформация осуществляется сдвиговыми модами деформации и, в меньшей степени, мезоскопическим сдвигом. Возникающие в нанозернах деформационные микродвойники одинаковой ориентации, что, по-видимому, связано с активизацией ротационных мод деформации, вызывают увеличение пластичности материала.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ – проект Р Урал № 01-03-96436*

## МИКРОСКОПИЧЕСКАЯ ПРИРОДА МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

Бакай А.С., Бакай С.А., Неклюдов И.М., Экерт Ю.\*

*Национальный научный центр Харьковский физико-технический институт  
neklyudov@kipt.kharkov.ua*

*\* Институт исследований твердых тел и материалов, Дрезден (Германия)*

Изучение механических свойств, внутреннего трения и акустической эмиссии является основным способом получения информации о структурных элементах, переформируемых под действием внешних напряжений и тепловых флуктуаций. В кристаллических твердых телах такими элементами являются точечные и протяженные дефекты. Уже сама допустимость подобных представлений об аморфных твердых телах и, в частности, о металлических стеклах является дискуссионной. Наличие теоретического описания неупругих процессов и механизмов пластической деформации в рамках различных моделей (в том числе в модели свободного объема и в поликластерной модели) открывает возможности экспериментальной проверки теоретических предсказаний и, тем самым, - проверки реалистичности моделей. В модели, основанные на представлении о том, что свободный объем является основным и единственным несовершенством строения металлических стекол, трудно включить рассмотрение кооперативных механизмов пластической деформации, в то время как поликластерное строение допускает существование устойчивых точечных и протяженных – дислокаций и межкластерных границ – структурных дефектов. Скольжение по границам может служить источником внутреннего трения и акустической эмиссии задолго до формирования полос сдвига, а граничная диффузия должна играть существенную роль в пластической деформации при повышенных температурах. Нами предпринято комплексное изучение неупругих процессов и пластической деформации объемных металлических стекол с целью идентификации носителей этих явлений. Изучены механические свойства и внутреннее трение объемного аморфного сплава  $Zr_{53.5}Ti_5Cu_{17.5}Ni_{14.6}Al_{10.4}$  в температурном интервале от комнатных температур до температуры стеклования и акустическая эмиссия при комнатной температуре. Нами определены предел прочности и условия перехода однородной пластической деформации в неоднородную, получена температурная зависимость низкочастотного внутреннего трения  $Q^{-1}(T)$  в амплитудно-независимой области. Установлен температурный интервал, в котором наблюдается однородная пластическая деформация под действием сжимающих напряжений. Обнаружена сверхпластичность сплава при температурах на 100 К ниже температуры стеклования. У нижней границы температурного интервала, в котором обнаружена сверхпластичность, начинается быстрое увеличение коэффициента внутреннего трения с ростом температуры. Методом акустической эмиссии (АЭ) при одноосном сжатии этого же объемного аморфного сплава при комнатной температуре исследованы неупругие процессы, инициирующие эмиссию звуковых импульсов. Обнаружен эффект Кайзера, свидетельствующий о необратимых (при комнатной температуре) процессах неоднородной пластической деформации, служащих источником АЭ. Установлено, что при отжиге происходит возврат эффекта Кайзера. Построено распределение звуковых импульсов по амплитудам. Микроскопическая природа наблюдаемых явлений находит объяснение на основе представлений о поликластерной структуре металлических стекол, в предположении о наличии внутренних границ раздела (межкластерных границ) в металлическом стекле. В этом случае основной вклад во внутреннее трение и АЭ вносят процессы скольжения по межкластерным границам, однородная пластическая деформация и сверхпластичность связаны с диффузионно-вязким течением, а формирование полос скольжения обязано движению дислокаций.



## РОСТ ТРАНСРОТАЦИОННЫХ МИКРОСТРУКТУР В АМОРФНЫХ ПЛЕНКАХ

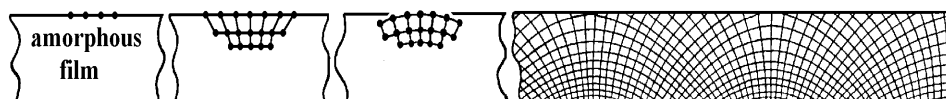
Колосов В.Ю.  
УрГЭУ, Екатеринбург, Россия  
kolosov@fy.chalmers.se

В работе анализируется строение и образование необычной градиентной наноструктуры с регулярным внутренним искривлением плоскостей кристаллической решетки (ВИПКР) недислокационной природы, формируемым при кристаллизации аморфных пленок. Исследуемые **совершенные кристаллы, зерна с искривленной решеткой (заstraиваемые с трансляцией, совмещенной с небольшим закономерным поворотом элементарной ячейки) демонстрируют новый (транслационный [1]) тип атомного упорядочения для конденсированного состояния.** Исследуемые тонкие (10-100 нм) кристаллизуемые участки разнообразны: от малых кристаллов (0.1-100 микрон), лент, усов и сферолитов до протяженных поликристаллических областей разной дисперсности и текстурованности. Они могут быть сформированы с помощью обычного или локального (электронного, лазерного) отжига в аморфных пленках и слоях. Исследованные системы включают  $Se-C$ ,  $Se-Te$ ,  $Sb_2Se_3$ ,  $Sb_2S_3$ ,  $Ge-Sb_2Se_3$ ,  $Ge-Te$ ,  $Tl-Se$ ,  $Cu-Te$ ,  $CoPd$ ,  $\alpha-Fe_2O_3$ ,  $\alpha-Cr_2O_3$ , и предполагаются во многих других веществах. Пленки (в том числе переменного состава и толщины) готовились термическим и лазерным напылением, твердофазной аморфизацией, пиролизом и исследовались с помощью просвечивающей электронной микроскопии (преимущественно методом изгибных контуров [2], а также методом высокого разрешения). Приведены также данные *in situ* исследования.

Описаны геометрии ВИПКР: цилиндрическая, эллипсоидальная, торроидальная. Предлагается гипотетическая атомная модель для простейшей из них, использующая математический аппарат конформных преобразований.

ВИПКР реализуется преимущественно вокруг осей, лежащих в плоскости пленки, с максимальными значениями порядка  $1^\circ$  на одну элементарную ячейку и может достигать  $\sim 360^\circ$  для зерен и кристаллов размерами 2-3 микрона. Электронная микроскопия высокого разрешения подтверждает отсутствие обычных дефектов для бездислокационных кристаллов:  $Se$ ,  $Cu_{2-x}Te$ .

Динамика изменений дифракционного контраста для больших скоростей роста кристалла, выявляемая при анализе видео, соответствует механизму формирования ВИПКР, основанному на поверхностной нуклеации, предложенному ранее [3] (рис).



Работа частично поддержана грантами РФФИ-Урал 01-03-96520 и INTAS 00-100.

1. Kolosov V.Yu. and Tholen A.R., *Acta Materialia*, **48**, P. 1829 (2000).
2. Kolosov V. Yu., *Proc. XII ICEM*, Seattle, San Francisco Press, Vol. **1**, P. 574 (1990).
3. Колосов В.Ю., 7 ВКРК, Расширенные тезисы, Москва, 1988, Т.1, С. 13.

## СВОЙСТВА ПАМЯТИ ФОРМЫ И СУБСТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОКАТАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Ti-48%Ni-2%Fe.

Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Фесенко В.А.

*Московский инженерно-физический институт (государственный университет)*  
perl@phm.mephi.ru

Рассмотрены механизмы пластической деформации и памяти формы в прокатанных монокристаллах сплава Ti-48%Ni-2%Fe. Из исходных монокристаллов, полученных по методу Бриджмена, были вырезаны пластины 11 различных ориентаций, прокатанные затем при температуре 350°C до степеней деформации 10÷80%. Как при температуре прокатки, так и при комнатной температуре прокатанные монокристаллы находились в фазе B2, имеющей кристаллическую решетку ОЦК, упорядоченную по типу CsCl. Далее прокатанные монокристаллы подвергали термообработке, режим которой был выбран таким образом, чтобы устранить деформационный наклеп и вызвать совершенствование кристаллической решетки, избегнув при этом рекристаллизации и связанной с ней переориентации кристаллитов. Измерение эффекта памяти формы (ЭПФ) образцов проводили при их растяжении в специальном термокриогенном устройстве, варьируя температуру и степень деформации. Изучение текстуры и субструктуры прокатанных монокристаллов проводили методами современной рентгеновской дифрактометрии.

Установлено, что ЭПФ прокатанных монокристаллов определяется их кристаллографической текстурой, сформировавшейся при прокатке. Максимальный ЭПФ наблюдается у монокристаллов, прокатанных в устойчивых ориентациях, не изменяющихся в результате прокатки:  $\{111\}\langle 112\rangle$ ,  $\{111\}\langle 011\rangle$  и  $\{011\}\langle 011\rangle$ . Монокристаллы, прокатанные в двух первых ориентациях, обнаруживают полное восстановление формы при задающей деформации растяжением до ~15%, что значительно превышает результаты, полученные когда-либо для поликристаллов.

Для полного восстановления формы необходимо, чтобы вся задающая деформация образца осуществлялась путем образования мартенсита деформации, без активизации обычных механизмов пластической деформации исходной фазы, сопряженных с необратимой переориентацией ее кристаллической решетки. В случае, если такая переориентация предшествует образованию мартенсита деформации, обратное мартенситное превращение не способно вернуть образец в начальное состояние. Поэтому наличие в образце фрагментов с ориентацией, неустойчивой по отношению к задающей деформации, при которой в них легко активизируются одна или две системы кристаллографического скольжения и происходит поворот решетки в сторону устойчивой ориентации, неизбежно снижает ЭПФ. Отсюда следует, что субструктура материала со свойством памяти формы должна быть по возможности однородна и содержать как можно меньше концентраторов напряжения, вблизи которых локальная пластическая деформация может принимать неконтролируемый характер. К числу концентраторов напряжения относятся, в частности, границы между участками, резко различающимися по кристаллографической ориентации. Степень соответствия прокатанных монокристаллов этим требованиям варьируется в широких пределах в зависимости от сформировавшейся в них текстуры, так что приводимая совокупность данных подтверждает обоснованность заключения о решающем влиянии текстуры на ЭПФ.

## МЕХАНИЗМЫ ЗАМЕДЛЕННОГО ГИДРИДНОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Zr

Исаенкова М.Г., Перлович Ю.А.

*Московский инженерно-физический институт (государственный университет)*  
perl@phm.mephi.ru

Явление замедленного гидридного растрескивания (ЗГР) в изделиях из сплавов на основе Zr связано с ориентированным выделением гидридной фазы при их использовании в качестве конструктивных элементов атомных реакторов. При ЗГР пластинчатые гидридные частицы выделяются перпендикулярно направлению действующих напряжений, вызывая резкое анизотропное снижение прочностных свойств изделия. Вместе с тем, необходимым условием ЗГР является наличие в изделии определенной кристаллографической текстуры. В частности, в канальных трубах из сплава Zr-2.5%Nb ЗГР заметно развивается лишь в том случае, когда базисные нормали кристаллитов  $\alpha$ -Zr ориентированы преимущественно в тангенциальном (окружном) направлении, что предопределяется технологией прокатки труб. Поскольку при эксплуатации материал трубы под воздействием внутреннего давления испытывает окружное растяжение, следует заключить, что ЗГР возникает при совпадении направлений растягивающего усилия и базисных нормалей. Механизмы, ответственные за эту взаимосвязь, могут быть поняты только при более детальном рассмотрении процессов, происходящих в зоне концентрации напряжений вблизи вершины трещины или частицы вторичной фазы. Представлены экспериментальные факты, свидетельствующие о протекании в трубе с тангенциальной ориентацией базисных нормалей следующих процессов, инициированных растягивающим нагружением:

- если направление растяжения при испытании совпадает с направлением прокатки трубы (НР || НП), то пластическая деформация зерен  $\alpha$ -Zr в силу устойчивости их ориентации происходит без ее изменения путем взаимно сбалансированного действия систем призматического скольжения, характеризующегося низким критическим сдвиговым напряжением и малым упрочнением;
- если НР  $\perp$  НП, кристаллическая решетка  $\alpha$ -Zr сначала резко изменяет свою ориентацию благодаря предпочтительной активизации двойникования, после чего вследствие перераспределения сдвиговых напряжений оказывается возможным развитие призматического скольжения;
- зона пластической деформации вблизи вершины трещины или фазового выделения в случае НР || НП простирается под углом  $\sim 45^\circ$  к НР на большее расстояние от поверхности будущего разрушения, чем в случае НР  $\perp$  НП, когда эта зона вытянута перпендикулярно НР;
- при НР || НП зона пластической деформации не имеет четкой границы, тогда как при НР  $\perp$  НП эта граница оказывается поверхностью раздела между областями, резко различными по ориентации вследствие прошедшего внутри зоны двойникования;
- в результате диффузии водорода к концентратору напряжений его содержание в зоне пластической деформации оказывается повышенным и при преимущественном образовании гидридных частиц на высокоугловой границе зоны их габитусные плоскости оказываются перпендикулярны НР и примерно параллельны базисным плоскостям до их переориентации.

## ИЗОТЕРМИЧЕСКИЙ МАРТЕНСИТ – ВЕДОМАЯ ФАЗА ПРИ ОТПУСКЕ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ

Ростовцев Р.Н.\* , Чертов В.М.\*\*

\**Тульский государственный университет, r170262@uic.tula.ru*

\*\**Донецкий инженерно-физический центр*

Процессы, происходящие при изотермической закалке малолегированной пружинной и конструкционной стали марок 60С2А и 30ХГСН2А, существенно отличаются от таковых при непрерывной закалке, прежде всего, своими последствиями. Изотермическому превращению соответствует интервал температуры между началом образования нижнего бейнита и завершением образования мартенсита, от  $B_H$  до  $M_K$ . Вопреки ранее принятой концепции образования нижнего бейнита в интервале  $B_H$ - $M_H$  и мартенсита в интервале  $M_H$ - $M_K$  [1], теперь можно утверждать, что в интервале  $B_H$ - $M_H$  и даже  $M_H$ - $M_K$  образуется смесь-конгломерат нижнего бейнита и мартенсита [2]. Естественно, соотношение этих фаз меняется от 100% бейнита при  $B_H$  до 100% мартенсита при  $M_K$ . Нижний бейнит и мартенсит являются метастабильными фазами и способны к дальнейшему изменению при последующем отпуске.

Следствием отпуска нижнего бейнита является аномальное изменение механических свойств (предела пропорциональности, предела текучести, относительного сужения) по экстремальному типу. Характер изменения свойств как при температуре отпуска, равной температуре изотермического превращения (парадокс Рахштадта-Бурькова), так и при температуре на 40-170°C превышающей температуру изотермы, одинаков. Иначе говоря, при преобладании в структуре мартенсита, при отпуске (также как и в случае нижнего бейнита) растут и прочность, и пластичность. Такое необычное поведение мартенсита, образовавшегося при изотермической выдержке, объясняется тем, что уже при образовании небольших количеств нижнего бейнита, по тому же бездиффузионному механизму в составе конгломерата образуется и мартенсит; либо нижний бейнит и мартенсит образуются попеременно [3]. Изменение свойств изотермического мартенсита при отпуске носит тот же характер, что и нижнего бейнита [4]. Отсюда следует важный вывод: мартенсит, образовавшийся в процессе изотермического превращения в интервале  $B_H$ - $M_K$ , является ведомой фазой, повторяющей процесс перестройки структуры при отпуске вслед за нижним бейнитом.

Сходство физических свойств и структуры нижнего бейнита и отпущенного мартенсита позволяет рассматривать смесь-конгломерат этих фаз как особое метастабильное состояние системы, которое, наряду с внешними термодинамическими параметрами ( $p, T, x$ ), необходимо характеризовать дополнительным внутренним параметром [5]  $\xi$ , равным отношению мольных долей нижнего бейнита и мартенсита в конгломерате. Такое реально осуществляемое метастабильное состояние материала при изменении внешних условий и внутреннего параметра  $\xi$  должно проявлять свойства той или иной из его составляющих.

1. Рахштадт А.Г. Пружинные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1982. – 400 с.
2. Воробьева И.Г., Рахштадт А.Г. // МиТОМ. – 1996. - № 5. – С. 20-26.
3. Счастливец В.М. //Материалы XVIII Уральской школы металловедов-термистов. Киров: ВятГУ, 1996. – С. 3-8.
4. Чертов В.М. // МиТОМ. – 1997. - № 7. – С. 26-30.
5. Ростовцев Р.Н. //Сб. тр. 5-го Собр. мет-ов России.- КубГТУ, 2001. – С. 205-207.

## ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Попов Н.Н., Костылев И.В., Севрюгин И.В., Шутова Е.В.  
Российский Федеральный Ядерный Центр  
ВНИИ экспериментальной физики (г. Саров)  
popov@astra.vniief.ru

В продолжение выполняемых в Российском Федеральном Ядерном Центре работ по изучению влияния импульсного нагружения на сплавы с эффектом памяти формы исследовано влияние предварительного ударно – волнового нагружения (УВН) со скоростями снаряда 4...150 м/с на термомеханические характеристики криогенного сплава никелида титана (Ti – 45,8 ат.% Ni – 2,8 ат.% Fe).

Обнаружено, что влияние УВН на температуру  $A_S$  обратного мартенситного превращения проявляется в бóльшей степени на образцах, подвергнутых последующему заданию деформации до величины  $\varepsilon = 6...8\%$  (рис. 1,а). При  $\varepsilon = 3,4\%$  влияние УВН практически отсутствует. Наблюдается изменение угла наклона скоростной зависимости  $A_F(W)$  при увеличении степени задаваемой деформации (рис. 1,б).

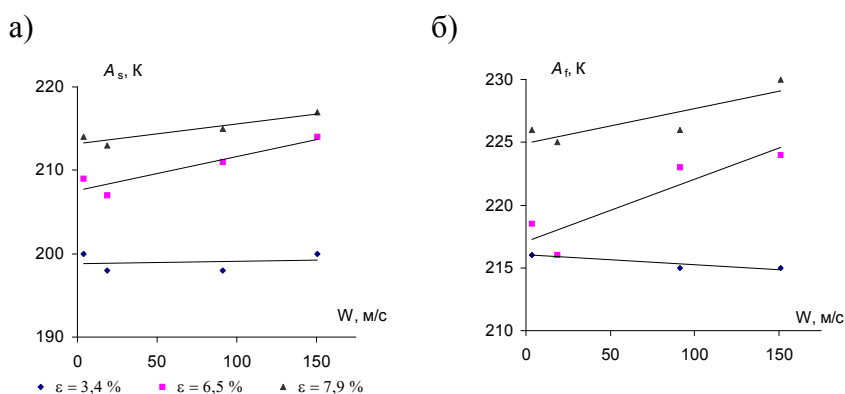


Рис. 1. Зависимость характеристических температур  $A_S$  и  $A_F$  от скорости предварительного ударно-волнового нагружения и последующей задаваемой степенью деформации.

Значимого влияния УВН на величину эффекта памяти формы не выявлено. Коэффициент обратимого ЭПФ ( $K_{ЭОПФ}^{M-R}$ ) на участке  $B19' \rightarrow R$  перехода для всех величин деформации снижается с ростом скорости УВН от 0 до  $\sim 70$  м/с и далее вновь возрастает (рис.2).

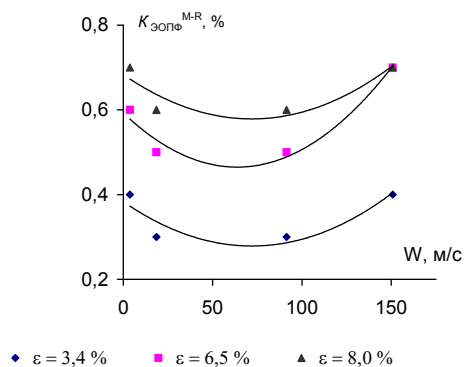


Рис. 2. Зависимость величины эффекта обратимой памяти формы при росте степени задаваемой деформации и скорости ударно-волнового нагружения.

Также отмечено, что с ростом скорости УВН происходит увеличение остаточной деформации вследствие накопления термически необратимых дефектов кристаллической решетки.

## ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Киреева И.В., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

*Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия*  
chum@phys.tsu.ru

На монокристаллах никелида титана ( $Ti_{50}Ni_{30}Cu_{20}$  (I),  $Ti_{50}Ni_{50}$  (II),  $Ti_{49}Ni_{51}$  (III),  $Ti_{48.5}Ni_{51.5}$  (IV) ат.%) проведены систематические исследования эффектов памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) при растяжении/сжатии в широком температурном интервале  $T=77-673$  К в зависимости от ориентации оси кристалла, размера и объемной доли частиц  $Ti_3Ni_4$ . Установлена взаимосвязь величины ЭПФ и СЭ с типом мартенситного превращения (МП) (B2-B19, B2-B19', B2-R-B19'), уровнем напряжений высокотемпературной B2-фазы и дисперсными частицами  $Ti_3Ni_4$ .

В монокристаллах I, испытывающих B2-B19 МП, величина ЭПФ зависит от ориентации оси кристалла и способа деформации (растяжения/сжатие). Причем экспериментальные значения величины ЭПФ совпадают с теоретически рассчитанными значениями при учете только деформации решетки. Следовательно, при  $T < M_n$  при деформации возникает монокристалл B19 мартенсита, который при нагреве выше  $T > A_k$  переходит в монокристалл B2- фазы. СЭ обнаружена во всех ориентациях при растяжении в температурном интервале  $\Delta T=25$ К и ее величина совпадает с величиной ЭПФ.

В монокристаллах II-IV в закаленном состоянии наблюдается B2-B19' МП. Величина ЭПФ зависит от ориентации и совпадает с теоретическими значениями, учитывающими только деформацию решетки. СЭ наблюдается только при сжатии в [001] кристаллах, в которых скольжение в B2-фазе  $a\langle 100 \rangle \{110\}$  оказывается запрещенным из-за равенства нулю факторов Шмида. Основным механизмом деформации в B2-фазе является механическое двойникование.

Термомеханическая обработка монокристаллов II (деформация при  $T < M_n$  + отжиг) приводит к изменению типа МП от B2-B19' к B2-R-B19', повышению уровня напряжений B2-фазы и появлению СЭ. Величина СЭ зависит от ориентации оси кристалла и оказывается равной величине ЭПФ кристаллов в закаленном состоянии. Физическая причина появления СЭ в данных кристаллах обусловлена зарождением кристаллов мартенсита на дислокациях и повышением уровня напряжений в B2-фазе.

Выделение дисперсных частиц  $Ti_3Ni_4$  в монокристаллах (III-IV) при старении приводит к появлению сверхэластичности в широком температурном интервале во всех ориентациях. Температурный интервал СЭ зависит от размера, объемной доли частиц  $Ti_3Ni_4$ . Величина ЭПФ оказывается меньше теоретически предсказанных с учетом только деформации решетки. Следовательно, кристаллы B19' мартенсита содержат высокую плотность составных двойников, необходимых для согласования мартенситной деформации матрицы и упругой деформации частиц. Составные двойники приводят к уменьшению ЭПФ и СЭ в состаренных кристаллах по сравнению с однофазными кристаллами.

*Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ – 99-03-32579 и Министерства образования России Е-00-3.04-29.*

## ЭФФЕКТЫ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПАМЯТИ ФОРМЫ В СИСТЕМАХ МЕТАЛЛ- ВОДОРОД

Скрябина Н.Е., Спивак Л.В.

*Пермский государственный университет. Россия*  
magicflight@permonline.ru

Обобщены результаты исследования реакции поликристаллических и аморфных металлов и сплавов на совместное действие высокоинтенсивного диффузионного потока водорода и неоднородного силового поля. Показано, что деформационные эффекты в системах металл - водород есть следствие фазовых превращений при изотермическом изменении концентрации водорода или изменении температуры в сплавах с постоянным содержанием водорода.

При фазовых переходах первого рода сплав будет склонен к проявлению ЭПФ в том случае, если на стадии ЭПП зарождение и рост новой фазы осуществляется по мартенситному механизму в поле внешних или внутренних напряжений, оказывающих ориентирующее влияние на зарождение и рост кристаллографически упорядоченной фазы. Исчезновение (при нагреве) ориентированного полем напряжения кристалла приведет к деформации обратного знака, то есть к появлению ЭПФ.

Однако в некоторых системах металл-водород (это, в первую очередь, системы Nb-H и Pd-H) ЭПП может проявляться уже на стадии расслоения твердых растворов, когда "новая фаза" скорее всего представляет собой обогащенный водородом кластер,  $\alpha'$  – фазу, поскольку еще не существует границы раздела как необходимого (по Гиббсу) признака образования новой фазы. В этом случае наблюдается возврат деформации при последующем нагреве сплава (Nb-H), или эвакуации водорода из сплава (Pd-H), то есть обнаруживается обратимость деформации, накопленной при охлаждении в области существования  $\alpha + \alpha'$  - фаз или насыщении сплава водородом, иначе, ЭПФ. Наличие ЭПФ дает основание предполагать ориентированный характер выделения  $\alpha'$  - фазы при охлаждении сплава под нагрузкой в области температур спинодального распада или насыщении сплава водородом. Дислокационный компонент общей деформации не имеет определяющей роли в ЭПП и ЭПФ.

В том случае, когда насыщению водородом подвергается сплав изначально по своему составу проявляющий ЭПФ, например TiNi, то введение водорода активизирует развитие термоупругого мартенситного превращения в условиях, при которых оно вообще не наблюдается. Особый интерес представляет обнаружение на аморфных металлических сплавах при их взаимодействии с водородом или дейтерием катастрофического снижения сопротивления сдвиговым деформациям – существенно-му снижению модуля сдвига. В этом случае возникает весьма специфическая ситуация: при постоянной нагрузке снижение модуля сдвига сопровождается увеличением деформации металла. По мере выхода водорода из сплава и восстановления прежнего значения модуля сдвига деформация образца протекает в обратном направлении.

Таким образом, показано существование совершенно нетривиального механизма восстановления формы, обусловленного исключительно изменением модуля сдвига под влиянием содержащихся в сплаве атомов водорода или дейтерия. В системах аморфный металлический сплав – водород (дейтерий) такой процесс носит многократно воспроизводимый характер.

*Авторы выражают признательность РФФИ (грант 01-02-96478-р2001урал) за поддержку исследований в этом направлении.*

## МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА: ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ В2-ФАЗЫ И ДАЛЬНЕГО АТОМНОГО ПОРЯДКА

Зельдович В.И., Валиев Э.З., Фролова Н.Ю., Теплых А.Е., Хомская И.В.

*Институт физики металлов УрО РАН*

[zeldovich@imp.uran.ru](mailto:zeldovich@imp.uran.ru)

1. В никелиде титана температуры мартенситных превращений и последовательность превращений  $B2 \rightarrow B19'$  или  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$  сильно зависят от структурного состояния В2-фазы. В двойных сплавах никелида титана с повышенным содержанием никеля происходит процесс старения В2-фазы при температурах 250-600°C. Выделяющиеся частицы фазы  $Ti_3Ni_4$  служат местами преимущественного зарождения R-мартенсита. При термической обработке может, кроме того, изменяться степень дальнего атомного порядка В2-фазы. Поэтому целью работы было определить, какой из процессов (старение и/или упорядочение) влияет на последующее мартенситное превращение.

2. Температуры и последовательность мартенситных превращений в сплаве Ti-51at.% Ni были определены методом дилатометрии, старение В2-фазы изучали с помощью просвечивающей электронной микроскопии, ранние стадии старения были исследованы также методом малоуглового рассеяния нейтронов, степень дальнего атомного порядка определяли нейтронографически. Использование рассеяния нейтронов для изучения упорядоченного расположения атомов и для обнаружения концентрационных неоднородностей по никелю на ранних стадиях старения в никелиде титана имеет преимущество перед другими дифракционными методами, так как амплитуды рассеяния нейтронов для атомов Ni и Ti имеют разные знаки. Вследствие этого сверхструктурные отражения интенсивнее структурных.

3. В соответствии с предыдущей работой [1], изотермические выдержки в интервале температур 250-500°C изменяют и последовательность мартенситных превращений, и их температурный интервал. После выдержек при 350°C и более в структуре видны частицы фазы старения  $Ti_3Ni_4$ . Размер частиц возрастает с увеличением температур старения, и частицы размером более 5-8 мкм теряют когерентную связь с В2-матрицей. После выдержки при 350 и 425°C мы наблюдали эффекты малоуглового рассеяния нейтронов [2]. Обработка нейтронографических данных показала, что концентрационные неоднородности по никелю не имеют четкой границы и что радиус корреляции меньше, чем размер частиц  $Ti_3Ni_4$ . Таким образом, на ранних стадиях распад происходит по спинодальному механизму, при этом концентрационные неоднородности и ансамбль частиц имеют разный пространственный масштаб. После выдержки при 250°C эффекты малоуглового рассеяния нейтронов отсутствовали. Однако, так как при этом на электронномикроскопических снимках наблюдался обильный матричный деформационный контраст, то можно заключить, что концентрационные неоднородности незначительно отклоняются по содержанию никеля от матрицы. Оценки показали, что отличие могло составить около 2%.

4. Определение степени дальнего атомного порядка показало, что она является максимально возможной ( $\eta=1,0$ ) и не зависит от температуры выдержки в интервале 250-700°C. Таким образом, изменение температур и последовательности мартенситных превращений при термической обработке не связано с процессом атомного упорядочения.

1. Собянина Г.А., Зельдович В.И. Физика металлов и металловедение, 1998, Т.86, Вып.1, С.134-153.
2. Валиев Э.З., Зельдович В.И., Сбитнева Г.А. Физика металлов и металловедение, 2000, Т.89, Вып.2, С.75-77.



## РАСЧЕТ ЭФФЕКТА ПЛАСТИЧНОСТИ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ СЛОЖНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

Беляев С.П.\* , Волков А.Е.\* , Демина М.Ю., Демин В.В.  
Сыктывкарский Лесной институт СПбЛТА им. С. М. Кирова  
\*НИИ Математики и Механики им. акад. В. И. Смирнова СПбГУ,  
198504 СПб., Старый Петергоф, Университетский пр., д.28  
demin@online.ru, volkov@smel.math.spbu.ru

Известно [1,2], что в ходе прямого мартенситного превращения при сложном напряженном состоянии компонента деформации  $\varepsilon_{ij}$  зависит не только от соответствующей компоненты  $\sigma_{ij}$  напряжения, но и от других его компонент. Эта зависимость немонотонна и имеет максимум при малых напряжениях. В данной работе методами структурно-аналитической теории прочности исследованы механизмы влияния касательного напряжения  $\tau$  на пластичность превращения при действии нормального напряжения  $\sigma$ . Модельный материал состоял из областей, с разными значениями ширины температурного гистерезиса превращения и положением его центра на оси температур. В каждой области допускали возможность образования кристаллов мартенсита (вариантов) со специально заданными ориентациями. Показано, что при совместном действии напряжений  $\sigma$  и  $\tau$  в соответствии с величиной последнего реализуется различное количество вариантов превращения, что приводит к более сильному или более слабому относительному удлинению  $\varepsilon$  при охлаждении образца через интервал превращения (рис.1). Зависимость удлинения от величины касательного напряжения (рис.2) качественно похожа на экспериментально наблюдавшиеся в работах [1,2].

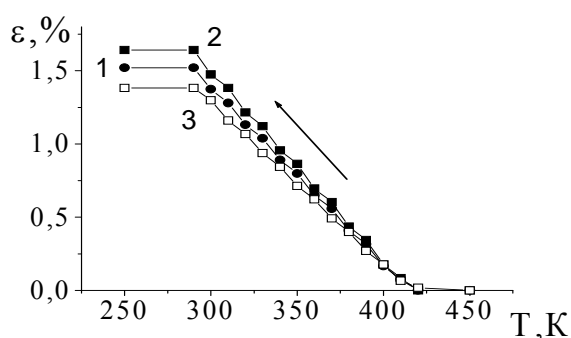


Рис.1. Зависимость относительного удлинения от температуры при охлаждении в присутствии нормального напряжения 100 МПа и касательного напряжения 0 (кривая 1), 10 (кривая 2) и 40 МПа (кривая 3).

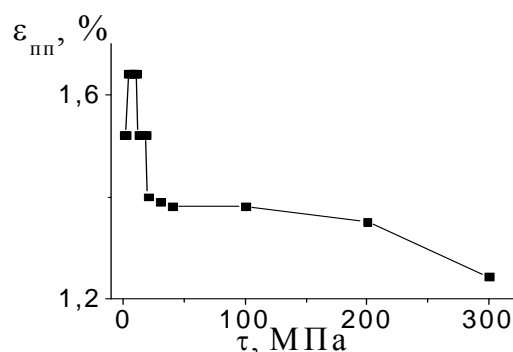


Рис.2. Зависимость относительного удлинения образца после его охлаждения от 250 до 450 К от величины касательного напряжения, приложенного вместе с нормальным напряжением 100 МПа.

1. Кузьмин С.Л., Лихачев В.А., Черняева Е.В. Эффекты пластичности превращения и памяти формы при сложно-напряженном состоянии сплава Cu-Al-Mn // Функционально-механические свойства материалов. Материалы XXIX семинара «Актуальные проблемы прочности». Псков, 1993. - С.365-370.
2. Беляев С.П., Волков А.Е., Демина М.Ю. Влияние напряжений на пластичность превращения в TiNi в условиях сложно-напряженного состояния // Механизмы деформации и разрушения перспективных материалов. XXXV семинар «Актуальные проблемы прочности». Псков, 1999. - С. 558-560.

## ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ И РАЗМЕРА ЗЕРНА $\beta$ -ФАЗЫ НА КИНЕТИКУ ПОЛИМОРФНОГО ПЕРЕХОДА И ПРОЧНОСТИ КОБАЛЬТА

Мирзаев Д.А. \*, Счастливец В.М. \*\*, Яковлева И.Л. \*\*, Окишев К.Ю. \*\*\*,  
Карзунов С.Е. \*\*\*, Хлебникова Ю.В. \*\*

\* Челябинский филиал Института металлургии УрО РАН, Челябинск

\*\* Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

\*\*\* Южно-Уральский государственный университет, Челябинск  
schastliv@imp.uran.ru

В работе представлены и обсуждены экспериментальные данные о влиянии скорости охлаждения, изменяющейся от 0,1 до 500 кК/с, а также величины зерна  $\beta$ -фазы на мартенситную точку, предел текучести, структуру и концентрацию дефектов упаковки кобальта. В интервале скоростей охлаждения 0,1-5 кК/с наблюдалось плавное снижение мартенситной точки. При скоростях охлаждения свыше 5 кК/с мартенситная точка скачкообразно снижалась, не зависела от скорости охлаждения и равнялась  $330 \pm 15^\circ\text{C}$ . Таким образом, в кобальте ГЦК $\rightarrow$ ГПУ превращение, оставаясь мартенситным, имеет две кинетические ступени: изотермическую и атермическую, различающиеся температурами начала превращения.

При всех скоростях охлаждения ГЦК $\rightarrow$ ГПУ превращение не доходит до конца. Количество гексагональной фазы и степень ее дефектности сложным образом зависят от скорости охлаждения, что связано со сменой механизма превращения. Эти результаты находятся в качественном согласии с известной теорией структурно-кинетической ступенчатости А.Л. Ройтбурда, связывающей кинетические и морфологические особенности превращения с изменением механизма релаксации напряжений, возникающих при фазовых превращениях.

Показано, что измельчение  $\beta$ -зерна у кобальта высокой чистоты приводит к снижению температуры начала прямого ГЦК $\rightarrow$ ГПУ превращения, аналогичное влиянию увеличения скорости охлаждения. При этом повышается температура обратного ГПУ $\rightarrow$ ГЦК превращения и соответственно возрастает гистерезис превращений, а также величина предела текучести при комнатной температуре. Зависимость этих температурных параметров от размера зерна можно выразить уравнениями, аналогичными уравнению Холла-Петча для предела текучести.

Однотипное изменение предела текучести и мартенситной точки кобальта дает основание предполагать существование механической аналогии между сдвигами атомов при мартенситном превращении и при пластической деформации, сопротивление которым оказывают одни и те же дефекты кристаллической решетки, в том числе границы зерен. Таким образом, для объяснения результатов использована гипотеза Э.Хорнбогена о том, что критическое «химическое» напряжение начала сдвигов по плотноупакованным плоскостям, осуществляющих мартенситное превращение, зависит от тех же параметров структурных несовершенств (плотности дислокаций, двойников, размера зерна и др.), что и критическое касательное напряжение скольжения.

Для кобальта технической чистоты с охрупченными границами зерен не удалось выявить отчетливой зависимости температуры фазового превращения и предела текучести от размера зерна.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 01-02-16872 и гранта РАН № 191 по программе поддержки научной молодежи.*

## **ВЛИЯНИЕ БОЛЬШОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА КИНЕТИКУ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ НАГРЕВЕ ДЕФОРМИРОВАННЫХ СТАЛИ И ЖЕЛЕЗА**

Дегтярев М.В., Чашухина Т.И., Воронова Л.М.

*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург  
phym@imp.uran.ru*

Пластическая деформация может быть названа большой, если она приводит к формированию в материале субструктуры специфического типа, состоящей из микрокристаллитов – областей размером от нескольких сотых до десятых долей микрона, разделенных между собой несовершенными границами с высокоугловой разориентировкой. Согласно литературным данным, физико-механические свойства материалов с такой субмикроструктурной (СМК) структурой сильно отличаются от свойств крупнокристаллических материалов.

При исследовании железа и конструкционной стали с СМК структурой установлено влияние этой структуры на кинетику рекристаллизации и полиморфного  $\alpha$ - $\gamma$  превращения при нагреве. Выбор данных материалов был обусловлен тем, что большая пластическая деформация сдвигом под давлением при комнатной температуре не вызывала в них релаксации по механизмам динамической рекристаллизации и барического фазового превращения. Поэтому были обеспечены условия для непрерывного накопления дефектов и соответственного изменения деформационной СМК структуры.

В железе и конструкционной стали с СМК структурой при изотермическом нагреве первичная рекристаллизация развивается в соответствии с кинетикой нормального роста. СМК структура обеспечивает уже при температуре начала рекристаллизации полное завершение первичной рекристаллизации во всем объеме образца. При повышении температуры изотермического нагрева первичная рекристаллизация протекает также по кинетике нормального роста.

При нагреве конструкционной стали с СМК структурой в межкритическом интервале температур (МКИ) образуется избыточный метастабильный аустенит. В течение первых минут выдержки полнота превращения достигает 100%. Продолжение выдержки приводит к распаду избыточного аустенита, и его объемная доля приближается к равновесной при данной температуре.

Наблюдаемые кинетические особенности превращений обусловлены высокой однородностью структуры и облегчением зародышеобразования. Микрокристаллиты, образующие СМК структуру, являются потенциальными зародышами рекристаллизации. Большая пластическая деформация обеспечивает такую структурную однородность, когда отдельные микрокристаллиты не имеют преимущественных возможностей для роста. В этих условиях рекристаллизация проходит одновременно во всем объеме и аномальный рост отдельных зерен невозможен. При нагреве в МКИ образование избыточного метастабильного аустенита происходит на высокоугловых границах микрокристаллитов.

Таким образом, показано, что большая пластическая деформация приводит к необычной кинетике как полиморфного превращения в межкритическом интервале температур, так и первичной рекристаллизации.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ-00-15-97419.  
Авторы благодарят В. П. Пилюгина за помощь в проведении эксперимента.*

# ВЛИЯНИЕ ГЕТЕРОГЕННОГО ЗАРОЖДЕНИЯ МАРТЕНСИТА НА ДИСЛОКАЦИЯХ НА КИНЕТИКУ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В КРИСТАЛЛАХ С ЭПФ

Малыгин Г.А.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук  
malygin.ga@pop.ioffe.rssi.ru

Как показывают эксперименты, наличие в кристалле с эффектом памяти формы (ЭПФ) дислокаций оказывает влияние на кинетику мартенситного превращения. Это влияние имеет довольно сложный характер и приводит к изменению как критической (характеристической) температуры превращения, так и температурного интервала и гистерезиса превращения [1]. При электронномикроскопическом исследовании мартенситных переходов в кристаллах с ЭПФ обнаружено зарождение мартенситных пластинок около дислокаций [2].

В настоящей работе с помощью теории размытых мартенситных переходов [3] исследовано влияние винтовых и краевых дислокаций и их скоплений на кинетику мартенситного превращения при изменении температуры. Согласно теории фазовое равновесие при структурном превращении зависит от температуры и приложенных к кристаллу механического напряжения и давления. Как можно предполагать, равновесие имеет место и в локальных объемах кристалла, например, вблизи дислокаций и их скоплений из-за существования около них упругих полей.

Расчеты с помощью теории размытых мартенситных переходов показывают, что размер (радиус) мартенситного зародыша вблизи одиночной винтовой дислокации равен

$$r_c = \frac{Ab}{T/T_{c0} - 1 + \pi\xi A}, \quad A = \frac{\xi G}{2\pi q}, \quad (1)$$

где  $T$  – температура;  $T_{c0}$  – характеристическая температура превращения в отсутствие дислокации;  $\xi$  – сдвиговая деформация, сопровождающая структурное превращение;  $q$  – теплота превращения;  $G$  – модуль сдвига;  $b$  – вектор Бюргерса. В случае дислокационного ансамбля с плотностью дислокаций  $\rho$  характеристическая температура превращения равна

$$T_c = \left[ 1 + A \left( \frac{b}{r_c (1 + r_c \sqrt{\rho})} - \pi\xi \right) \right] T_{c0}. \quad (2)$$

Для температурного интервала (размытия) превращения имеем выражение

$$\Delta T = \left( 1 + \frac{1}{2} \pi\xi B \right) \Delta T_0, \quad B = \frac{\omega q}{kT_{c0}}. \quad (3)$$

Здесь  $\Delta T_0$  – размытие перехода в отсутствие дислокаций;  $\omega$  – объем зародыша мартенсита при гомогенном (флуктуационном) механизме превращения [3];  $k$  – постоянная Больцмана.

1. Amenguel A., Lovey F., Segui G. et al. Material Science Forum **56/58**, 523(1990).
2. Fukuda T., Saburi T., Doi K. et al. Mater. Trans. JIM **33**, 271(1992).
3. Малыгин Г.А. УФН **171**, 187(2001).

## ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ TiNi С ТОНКИМИ ПОВЕРХНОСТНЫМИ СЛОЯМИ, МОДИФИЦИРОВАННЫМИ ОБЛУЧЕНИЕМ.

Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Бармина Е.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН*  
meisner@mail.tomsknet.ru

В работе представлены результаты исследования закономерностей накопления и возврата деформации кручения сплава TiNi с модифицированными высокодозовой ионной имплантацией тонкими поверхностными слоями. Изучено влияние параметров ионной модификации поверхности – сорта и дозы вбиваемого иона - на параметры ЭПФ, пластические и прочностные свойства сплава.

Ионная обработка поверхности выполнена с помощью вакуумно-дугового частотно-импульсного ионного источника “ДИАНА – 2”. Ионы металла имплантировали при ускоряющем напряжении 60 кВ с частотой следования импульсов 50 Гц. Часть образцов была обработана по следующей схеме: ионы меди, а затем - титана внедряли в предварительно электролитически полированную поверхность. Расчетные дозы ионного облучения составили для меди величину  $1,4 \times 10^{17}$  ион·см<sup>-2</sup>, для титана -  $1 \times 10^{17}$  ион·см<sup>-2</sup>. Другая часть образцов была имплантирована ионами циркония с расчетной дозой ионного облучения  $1 \times 10^{17}$  ион·см<sup>-2</sup>. Температура образцов в процессе ионной имплантации не превышала 373 – 424 К.

Обнаружено, что общие закономерности развития деформации в сплаве TiNi не зависят от перечисленных параметров ионной обработки поверхности и носят трехстадийный характер в зависимости от величины приложенной нагрузки. Первая стадия, когда внешняя нагрузка не превышает 100 МПа, связана с закономерностями возникновения и увеличением объемной доли ориентированного мартенсита, вторая – с изменением температурных параметров мартенситного превращения B2 ↔ B19' (уравнение Клапейрона-Клаузиуса), и, наконец, третья – с пластической деформацией исходной B2 фазы и деформацией материала в мартенситном состоянии.

На мезомасштабном уровне рассмотрения обнаруживаются различия в закономерностях деформирования сплава, обусловленные различным состоянием его поверхности и приповерхностных слоев. Это проявляется в том, что, во-первых, температурная протяженность первой стадии закономерно изменяется в зависимости от способа и параметров поверхностной обработки. Во-вторых, обнаруживается строгая корреляция между пластическими и прочностными свойствами приповерхностных слоев и скоростью накопления и возврата деформации в условиях проявления эффекта памяти формы при кручении образцов сплава Ti<sub>49.5</sub>Ni<sub>50.5</sub>. В образцах с упрочненными приповерхностными слоями после модификации их поверхности, один и тот же уровень накопления (или возврата) деформации достигается с большей скоростью деформирования и на меньшем температурном интервале.

## ВЛИЯНИЕ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПАРАМЕТРЫ ЭФФ-СПЛАВА

$Ti_{49,5}Ni_{50,5}$

Мейснер Л.Л., Бармина Е.Г., Лотков А.И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021,  
ispms@ispms.tomsk.su*

Исследованы прочностные (микротвердость), пластические свойства и деформационные параметры эффекта памяти формы в сплаве  $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$  с модифицированными поверхностями электролитической полировкой и высокодозовой имплантацией ионов циркония.

Ионная обработка поверхности выполнена с помощью вакуумно-дугового частотно-импульсного ионного источника “Диана-2”. Ионы циркония имплантировали при ускоряющем напряжении 60 кВ с частотой следования импульсов 50 Гц. Расчетные дозы ионного облучения составили величину  $1 \times 10^{17}$  ион $\times$ см $^{-2}$ . Температура образцов в процессе ионной имплантации не превышала 373-424 К.

Образцы деформировали кручением на установке типа обратного крутильного маятника. Параметры деформации записывали в температурном интервале от +120 до -100 °С. Величину приложенного напряжения варьировали от 5 МПа до 1200 МПа.

Изучены температурные зависимости различных вкладов в общую деформацию кручением: упругих составляющих в исходной В2- и мартенситной В19'- фазах, накопленных и возвращенных долей деформации за счет мартенситного превращения В2 $\leftrightarrow$ В19', остаточной пластической деформации, а также закономерности их изменения в зависимости от приложенной внешней нагрузки.

Общие закономерности процессов деформации не зависят от способа обработки поверхности и носят трехстадийный характер. На первой стадии ( $\tau < 100$  МПа) увеличение полной накопленной деформации связано с ростом доли ориентированного мартенсита. Вторая стадия ( $100 \text{ МПа} < \tau < 500 \text{ МПа}$ ) характеризуется достижением кристаллографического ресурса эффекта памяти формы и незначительным ростом пластической деформации. На третьей стадии ( $\tau \geq 500$  МПа) интенсивно растет величина необратимой пластической деформации в В2- и В19'- фазах.

Измерения микротвердости совместно с механическими испытаниями показали, что ионная обработка сплава TiNi привела к упрочнению тонких приповерхностных слоев и, вследствие предотвращения трещинообразования, к повышению его пластичности до разрушения.

# МЕХАНИЗМЫ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ МАРТЕНСИТНОЙ ФАЗЫ ПРИ КРУЧЕНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Cu-Al-Ni

Василенко А. Ю.

*Воронежская государственная технологическая академия,  
phys@vgta.vrn.ru*

Пластическая деформация орторомбической упорядоченной мартенситной фазы сплава Cu-Al-Ni может осуществляться путем механическое двойникования по двум плоскостям из семейства  $\{101\}$  и четырем - из семейства  $\{121\}$  [1]. Для реализации деформации кручением вдоль какой-нибудь оси необходимо, чтобы хотя бы одна из этих плоскостей была перпендикулярна этой оси. Для поликристаллов с хаотической кристаллографической ориентацией зерен указанное условие выполняется всегда. Однако для монокристаллов сплава Cu-Al-Ni механическое двойникование при деформации кручением реализуется не всегда.

Кристаллографический анализ показывает, что для монокристаллов с ориентацией продольной оси вдоль направления  $[100]$  исходной высокотемпературной фазы после мартенситного превращения в положении, близком к перпендикулярному к оси кручения, оказываются одна плоскость  $(010)$  и две плоскости двойникования из семейства  $\{101\}$ . Механическое двойникование по плоскости  $(010)$  невозможно, поэтому такие ориентационные варианты препятствуют реализации деформационного двойникования при кручении. Предварительное одноосное растяжение позволяет устранить ориентационные варианты, не способные к двойникованию, однако величина двойникового сдвига для плоскостей  $\{101\}$  не превышает значение 0,0744 [2] и ограничивает максимальную допустимую деформацию кручением.

Для монокристаллов с ориентацией продольной оси вдоль направления  $[110]$  исходной высокотемпературной фазы в положении, близком к перпендикулярному к оси кручения, оказываются плоскости  $(100)$ ,  $(001)$  и четыре плоскости двойникования из семейства  $\{121\}$ . Ориентационные варианты с плоскостями  $(100)$  и  $(001)$  препятствуют реализации двойникования при кручении, но могут быть устранены предварительным одноосным сжатием. При этом максимальная допустимая деформация кручением значительно больше, чем в предыдущем случае, так как величина двойникового сдвига для плоскостей  $\{121\}$  достигает значения 0,261 [2].

Результаты проведенного анализа подтверждаются механическими испытаниями мартенситных монокристаллов сплава Cu-Al-Ni на кручение после предварительной одноосной деформации растяжением и сжатием.

1. Василенко А.Ю. Ориентационная зависимость видов псевдоупругого двойникования в мартенситной фазе сплава Cu-Al-Ni // Сплавы с эффектом памяти формы и другие перспективные материалы, ч.2. Санкт-Петербург, 2001. С. 551-555.
2. Otani N., Funatsu Y., Ichinose S., Miyazaki S., Otsuka K. Orientation dependence of the deformation modes in a martensite single crystal in Cu-Al-Ni alloy // Scr. Met. 1983. Vol.17, №6. P.745-750.

## ЦИКЛИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Cu-Al-Ni ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ

Василенко А.Ю.<sup>1</sup>, Гольтер А.Э.<sup>2</sup>

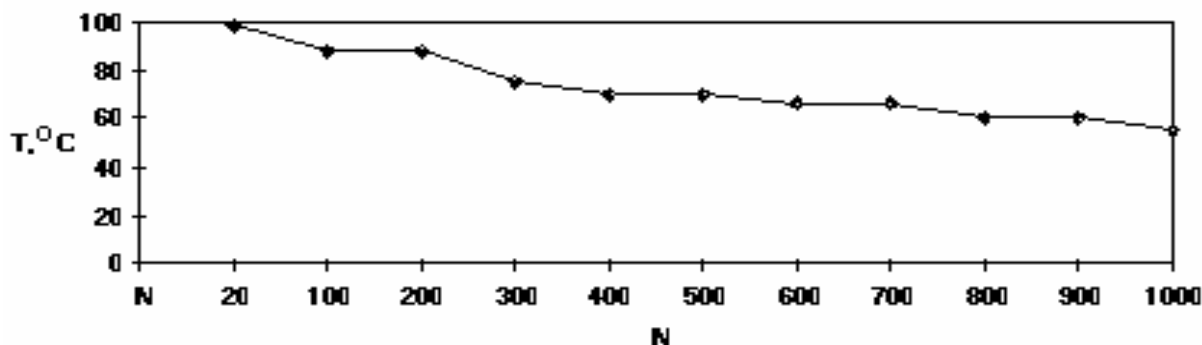
<sup>1</sup>Воронежская государственная технологическая академия,  
394000, г. Воронеж, Пр. Революции, 19.  
phys@vgta.vrn.ru

<sup>2</sup>РФНПЦ «Воронежский НИИ связи».

Циклические свойства монокристаллов сплава Cu-Al-Ni исследованы достаточно подробно как при одноосном растяжении [1,2] так и при изгибе [3]. Установлено, что достаточно низкие циклические свойства монокристаллов Cu-Al-Ni обусловлены хрупкостью упорядоченной структуры сплава.

Следует ожидать, что число циклов нагружения монокристаллов сплава Cu-Al-Ni до разрушения при сжатии будет больше, чем при растяжении, так как сжимающие напряжения препятствуют раскрытию трещин и при этом выше предел прочности.

В результате проведенных исследований установлено, что в отличие от одноосного растяжения, с числом циклов работы при одноосном сжатии монокристаллов из сплава Cu-Al-Ni изменяются некоторые из их характеристик. Например, на рисунке приведена зависимость температуры восстановления формы после предварительного одноосного сжатия трубчатых силовых элементов.



Проведенные исследования показали также, что число циклов до разрушения для монокристаллов сплава Cu-Al-Ni при одноосном сжатии в сильной степени зависит от формы образцов. При этом определяющим является наличие контактных сил трения. Например для образцов длиной 50 мм в виде трубок диаметром 9 мм с толщиной стенки 1 мм среднее число циклов до разрушения достигает 1000, а для образцов в виде прутков диаметром 5 мм может значительно превышать 2000.

1. Brown L. C. The fatigue of pseudoelastic single crystals of Cu-Al-Ni // Met. Trans. 1979. Vol.10A, №2. P. 217-224.
2. Sakamoto H. Fatigue behavior of monocrystalline Cu-Al-Ni shape memory alloys under various deformation modes // Trans. JIM. 1983. Vol.24, №10. P.665-673.
3. Василенко А.Ю., Крючкова И.Н., Косилов А.Т. Механические свойства и циклическая стойкость неоднородных по составу монокристаллов сплава Cu-Al-Ni. // Современные вопросы физики и механики материалов. С.-Петербург, 1997. С.3-6.



## ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi

Кудинова Е.Д., Гришков В.Н., Лотков А.И.

*Ин-т физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

lotkov@ispms.tsc.ru

Исследовано влияние равноканального углового прессования (РКУП) на мартенситные превращения (МП) в бинарном сплаве  $Ti_{49}Ni_{51}$  с целью разработки температурно-силового режима деформирования для получения мелкокристаллических и наноструктурных материалов с эффектом памяти формы. Исследование исходного и деформированных состояний изучали методами рентгеноструктурного анализа и температурной резистометрии. РКУП проводили по двум режимам. Размеры деформируемых образцов: высота – 70 мм, диаметр – 12 мм.

Установлено: РКУП-1 при температурах 720 – 870 К (угол между каналами  $110^\circ$ , 3 прохода) слабо влияет на фазовый состав, микроструктуру и температуры  $MP\ B2 \rightarrow R$  и  $R \rightarrow B19'$ .

Обнаружены сильные изменения фазового состава, микроструктуры и температур МП после РКУП-2 при 570 К (угол между каналами  $90^\circ$ , один проход). Эти изменения состоят в следующем:

1. После РКУП-2 двухфазное состояние исходных образцов ( $B2-TiNi + Ti_3Ni_4$  при температурах выше МП) меняется на однофазное ( $B2-TiNi$ ), то есть, увеличивается растворимость никеля в фазе  $B2-TiNi$ .
2. Уменьшается размер зерен.
3. Совокупное воздействие этих факторов приводит к смещению температур начала  $MP\ B2 \rightarrow R$  и  $R \rightarrow B19'$  в область температур ниже 120 К.

Представлены результаты исследования влияния термообработок (520 – 720 К, 0.5 ч) на МП в деформированных образцах. Термообработки приводят к повышению температур  $MP\ B2 \rightarrow R$  и  $R \rightarrow B19'$ , а гистерезис  $MP\ R \rightarrow B19'$  сужается по сравнению с гистерезисом  $MP\ R \rightarrow B19'$  в исходном сплаве.

Полученные на данном этапе результаты показывают, что эффективное влияние на структуру сплава и мартенситные превращения достигается после деформирования методом РКУП в окрестности 570 К.

## ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОСТИ ИОННОГО АЗОТИРОВАНИЯ НА ПРОЦЕССЫ ДЕФОРМАЦИИ И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В TiNi

Тимкин В.Н., Гришков В.Н., Лотков А.И.

*Ин-т физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*  
lotkov@ispms.tsc.ru

Представлены результаты экспериментального исследования влияния структуры диффузионной зоны, образующейся в эквиатомном никелиде титана после ионного азотирования и имеющей многофазное слоистое строение, на процессы, протекающие при изотермической деформации, и эффект памяти формы. Исходные образцы имели структуру моноклинного мартенсита В19'. Ионное азотирование проводили прямоточным методом в атмосфере аммиака при температуре 1073 К в течение 0,25, 1, 2 и 4 часов. Деформацию проводили методом кручения.

После ионного азотирования в диффузионной зоне обнаружено три подзоны. Первая подзона – мононитрид титана  $\delta$ -TiN. Вторая подзона представляет собой твердый сплав из нитридов  $\delta$ -TiN и  $Ti_4Ni_2N$  окруженных матрицей из кубической фазы В2-TiNi. Третья подзона характеризуется изменяющимся по глубине составом следующего типа:  $B2 + Ti_4Ni_2N \rightarrow B2 \rightarrow B2 + B19' \rightarrow B19'$ . Ширина всей диффузионной зоны достигает  $\sim 190 \mu m$  (после 4 часов азотирования). Наиболее важным следствием такого градиентного строения диффузионной зоны азотированного TiNi является существование кубической В2-фазы, которая в дальнейшем может испытывать мартенситное превращение  $B2 \rightarrow B19'$  при охлаждении и/или под действием нагрузки. Исследован химический состав В2-фазы как функция расстояния от внешней поверхности образцов и длительности обработки. Было обнаружено, что превышение содержания никеля в В2-фазе относительно эквиатомного состава достигает 2 % вблизи верхнего слоя ДЗ.

Общий вид зависимости  $\tau$ - $\gamma$  подобен для всех образцов, однако протяженность различных стадий и величина накапливаемой деформации при одинаковой максимальной нагрузке ( $\sim 630$  МПа) различны для образцов, азотированных в течение различного периода времени. Во-первых, это связано с упрочняющим воздействием нитридного слоя. Во-вторых, на различных стадиях  $\tau$ - $\gamma$  накопление деформации происходит за счет различных процессов, протекающих в материале. При изотермическом (300 К) деформировании (растяжением или кручением) в ДЗ азотированных образцов протекают индуцированные напряжением мартенситные превращения  $B2 \rightarrow R$  и  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ . В процессе деформации в центральных зонах азотированных образцов наблюдается переориентация исходного термического мартенсита В19'. Это приводит к накоплению неупругой деформации.

Изучены параметры процесса возврата неупругой деформации при нагреве азотированных образцов через интервал обратного МП. Показано, что в результате подобной химико-термической обработки поверхности величина эффекта памяти формы уменьшается на 30-40 % по сравнению с исходным сплавом, но остается достаточной для практического его использования.

# КИНЕТИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВАХ Ni-Mn-Ga С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПОД ВЛИЯНИЕМ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Бучельников В.Д., Босько С.И.

*Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия*  
buche@csu.ru

В ферромагнитных сплавах Гейслера Ni-Mn-Ga наблюдаются ярко выраженные эффекты памяти формы, сверхупругости и сверхпластичности [1]. Данные сплавы отличаются от других сплавов Гейслера тем, что указанные в них эффекты наблюдаются в ферромагнитном состоянии и, поэтому, они являются перспективными с точки зрения магнитного управления их размерами и формой [1,2]. Величина деформаций, наводимых в сплавах Ni-Mn-Ga внешними воздействиями (напряжением или магнитным полем), зависит от протекания процессов перестройки структурных и магнитных доменов во время действия внешней силы. В связи с этим является важным изучение кинетики фазовых превращений в сплавах Ni-Mn-Ga под действием внешних напряжений и магнитного поля.

В сплавах Ni-Mn-Ga могут одновременно существовать три типа тетрагональных доменов и один домен кубической фазы, которые в свою очередь могут разбиваться на магнитные домены. При воздействии на сплав внешних напряжений или магнитного поля происходит перестройка как структурных, так и магнитных доменов. Для исследования кинетики фазовых превращений в сплавах Ni-Mn-Ga в данной работе используется численная модель, основанная на принципах статистической физики [3]. В модели постулируется, что скорость перестройки доменной структуры пропорциональна матрице вероятности, которая выражается через энергетические барьеры перехода доменов друг в друга. Предполагается также, что эволюция системы зависит от энергетических вкладов каждого домена и не зависит от размерности, таким образом, в модели рассмотрен одномерный случай.

При помощи компьютерного моделирования получены зависимости деформаций, наводимых в сплавах Ni-Mn-Ga внешними напряжениями и магнитным полем при различных температурах, а также зависимости деформаций от температуры при различных значениях внешних напряжений и магнитного поля. Показано, что при соответствующем подборе параметров модели, численные результаты хорошо согласуются с соответствующими экспериментальными зависимостями.

1. A.A. Cherechukin, I.E. Dikshtein, D.I. Ermakov, A.V. Glebov, V.V. Koledov, D.A. Kosolapov, V.G. Shavrov, A.A. Tulaikova, E.P. Krasnoperov, T. Takagi. Shape memory effect due to magnetic field-induced thermoelastic martensitic transformation in polycrystalline Ni-Mn-Fe-Ga alloy// *Physics Letters A*, 2001, **291**, P.175-183.
2. K.Ullakko, J.K.Huang, V.V.Kokorin, R.C.O'Handley. Magnetically controlled shape memory effect in Ni<sub>2</sub>MnGa intermetallics// *Scripta Materialia*, 1997, **36**, No.10, P.1133-1138.
3. S. Govindjee, G.J. Hall. A computational model for shape memory alloys// *International Journal of Solids and Structures*, 2000, **37**, P.735-760.

## ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И АНОМАЛИИ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ В СПЛАВАХ МЕДЬ-ПАЛЛАДИЙ

Волков А.Ю.

*Институт физики металлов Уральского отделения РАН, Екатеринбург, Россия*  
volkov@imp.uran.ru

Работа посвящена изучению процессов, происходящих в течение упорядочения и разупорядочения в сплавах системы Cu-Pd, образующих сверхструктуру типа B2. Данные превращения можно отнести к структурно-фазовым, поскольку процессы перехода беспорядок $\leftrightarrow$ порядок сопровождаются перестройкой кристаллической решетки A1 $\leftrightarrow$ B2.

Из анализа литературных данных следует, что в настоящее время используются две фазовые диаграммы системы медь-палладий, которые существенно отличаются друг от друга. Кроме того, на основании рентгенографических исследований сплава Cu-40Pd высказывалось предположение о многостадийности процесса разупорядочения, что не подтверждалось другими методиками.

В результате работы построены кинетические кривые прямых и обратных фазовых превращений в сплаве Cu-40Pd в различных исходных состояниях. Обнаружено, что предварительная пластическая деформация ускоряет упорядочение по сравнению с закаленным состоянием материала. Установлено, что температура максимальной скорости упорядочения в изучаемой системе увеличивается от 400°C у сплава Cu-48Pd до 450°C у сплава Cu-40Pd. В этом ряду также достаточно резко возрастает и скорость установления атомного дальнего порядка: от 1 часа у сплава Cu-48Pd до 15 сек. у сплава Cu-40Pd. Изучение кинетики фазового перехода B2 $\rightarrow$ A1 показало, что в ряду сплавов от Cu-48Pd до Cu-40Pd наблюдается замедление скорости разупорядочения и повышение температуры начала реакции. Так, для полного завершения процесса разупорядочения сплава Cu-40Pd в интервале температур 600-700°C требуются десятки часов. Таким образом, требуется дальнейшая работа по уточнению фазовой диаграммы.

При исследовании нерекристаллизованного упорядоченного состояния сплава Cu-40Pd выявлена двухстадийность процесса разупорядочения. На диаграммах температурного хода электросопротивления зафиксирован резкий скачок  $\rho$  при 600°C, при дальнейшем повышении температуры сначала происходит замедление роста электросопротивления, после чего вновь наблюдается ускорение превращения с последующим выходом на равновесные значения. Эти результаты неплохо согласуются с ранее существовавшими предположениями о возможности нескольких последовательных реакций, осуществляющих разупорядочение в сплаве.

Обнаружено структурное состояние, в котором сплав Cu-40Pd имеет S-образную температурную зависимость электросопротивления. Это может быть связано с формированием "ближнего порядка": образованием упорядоченных микродоменов в разупорядоченной матрице. Введение в обработку сильной пластической деформации позволяет получить высокие механические свойства. В результате исследования разработан способ получения материала с аномально низким электросопротивлением в температурном интервале до 600°C, что может быть использовано на практике.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта № 69 6-го конкурса 1999г. научных проектов молодых ученых РАН.*

## ДЕФОРМАЦИЯ СВИНЦА И СПЛАВОВ СВИНЕЦ – ИНДИЙ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОЙ СМЕНЕ НОРМАЛЬНОГО И СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО СОСТОЯНИЙ

Крыловский В.С., Лебедев В.П., Пинто Симоес В.М., Савич С.В.

*Физический факультет, Харьковский национальный университет, Украина*  
Vladimir.S.Krylovskiy@univer.kharkov.ua

В работе изучено влияние на пластические характеристики динамических процессов, протекающих в металле – сверхпроводнике при вводе или выводе внешнего магнитного поля в процессе многократных переводов металла из нормального состояния в сверхпроводящее.

Исследование было выполнено на моно- и поликристаллах свинца и сплавов системы Pb-In с концентрацией индия 0 – 10 ат.%. Смену состояния образца производили включением – выключением сверхпроводящего соленоида с частотой смены состояний 0 – 2 цикла/ % относит. удлинения

Общей закономерностью проведенных экспериментов по растяжению моно- и поликристаллов при 4,2 К явилось наличие более высокого уровня деформирующего напряжения  $\tau_{ц}(\gamma)$ ,  $\sigma_{ц}(\epsilon)$  при циклической смене состояний по сравнению с нагружением в нормальном -  $\tau_{н}(\gamma)$ ,  $\sigma_{н}(\epsilon)$  и сверхпроводящем -  $\tau_{с}(\gamma)$ ,  $\sigma_{с}(\epsilon)$  состояниях. Полученная закономерность имеет место на всех стадиях пластического течения, включая предел текучести. На всех стадиях деформирования наблюдали: для коэффициента упрочнения  $\theta_{ц} > \theta_{н}$ , для предела прочности  $\tau_{бц} > \tau_{бн}$ , уменьшение пластичности на  $\cong 20\%$  при циклической смене состояний.

Для монокристаллов абсолютный  $(\tau_{ц} - \tau_{н})$  и относительный  $(\tau_{ц} - \tau_{н})/\tau_{н}$  приросты напряжения монотонно увеличиваются. Максимальные абсолютные и относительные различия наблюдали вблизи предела прочности материала: для монокристалла Pb – 5 ат.% In  $(\tau_{ц} - \tau_{н}) \cong 8$  МПа,  $(\tau_{ц} - \tau_{н})/\tau_{н} \cong 0,85$ , а для поликристалла сплава Pb – 10 ат.% In  $(\sigma_{ц} - \sigma_{н}) \cong 9$  МПа,  $(\sigma_{ц} - \sigma_{н})/\sigma_{н} \cong 0,1$ , т.е. наиболее чувствительной к переходным процессам является дефектная структура монокристалла.

Сопоставление величины  $(\tau_{ц} - \tau_{н})$  со значением скачка  $\delta\tau_{нс}$  показывает, что различие в деформирующих напряжениях при нагружении с циклической сменой состояний приблизительно в 10 раз превышает величину скачка  $\delta\tau_{нс}$ .

Изучение закономерностей образования деформационных дефектов в кристалле свинца (99,9992%) при циклической смене состояний осуществляли по величине остаточного удельного электросопротивления  $\rho$ . Во всем интервале исследованных деформаций прирост  $\rho$  при циклировании состояний выше, чем в нормальном или сверхпроводящем состояниях и  $\rho_{ц} > \rho_{с} > \rho_{н}$ , при  $\epsilon = 30\%$  величина  $(\rho_{ц} - \rho_{н})/\rho_{н} = 10\%$ .

Оценка дополнительного упрочнения, обусловленного избыточной концентрацией структурных дефектов, была проведена для модели деформации ГЦК-металлов. Оценка плотности дислокаций по величине  $\rho$  позволила установить линейную зависимость между дополнительным упрочнением и величиной  $(\rho_{ц} - \rho_{н})^{1/2}$ . Показано, что при циклической смене состояний дополнительное упрочнение обусловлено генерацией избыточного количества дефектов решетки. Рассмотрены возможные механизмы наблюдаемого явления и сделано предположение о том, что причиной может быть взаимодействие границ раздела нормальной и сверхпроводящей фаз в моменты включения и выключения магнитного поля с дефектами кристаллической решетки.

## К ТЕОРИИ МАРТЕНСИТНЫХ И ДИФФУЗИОННЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Емалетдинов А.К.

*Уфимский технологический институт сервиса, Россия*

emaletd@mail.ru

В термомеханической обработке сплавов важную роль играют мартенситные и диффузионные фазовые превращения. Проанализированы термодинамические условия подобных превращений, их вид, особенности и вклад отдельных составляющих термодинамических потенциалов: энтальпии превращения, поверхностной энергии, упругой энергии превращения, латентной энергии дефектов и др. Показано, что для размера новой фазы возможно появление как минимальных так и максимальных критических размеров.

В рамках синергетического подхода образование мартенситной метастабильной фазы есть один из каналов образования диссипативной структуры и появления коллективных мод движения групп атомов. На основании термодинамики и статистической теории кинетики мартенситных превращений записана система уравнений, описывающая динамику роста мартенситной пластинки. Показано, что динамика роста пластинки описывается нелинейным уравнением. Анализ решения уравнения показал, что скорость роста пластинки мартенсита является немонотонной и затухающей благодаря торможению обратной силы упругой деформации кристалла и матрицы при превращении. Полученные оценки времени образования и толщины мартенситной пластинки сопоставлены с экспериментом.

Рассмотрены дислокационные модели процесса мартенситного превращения, обсуждены их особенности. Сформулирована полная система уравнений дислокационной кинетики мартенситного превращения с учетом остаточных дислокаций, описывающих упругую деформацию превращения. Установлено, что скорость роста пластинки мартенсита также является немонотонной и затухающей. Показано, что для описания в дислокационной модели перехода структуры мартенсита для низко- и высокоуглеродистых сталей от пакетной к пластинчатой, а также симметрии и двойниковых прослоек внутри пластинок необходимо строить полную систему уравнений для мартенситных, двойникующих, остаточных дислокаций.

Рассмотрена синергетическая, квантово-механическая модель мартенситного превращения. Записана система уравнений динамики кристаллической решетки в квазигармоническом приближении. Показано, что условия появления коллективных мод движения в кинетике фононов соответствуют критическим параметрам: температуре, времени зарождения и критическому размеру зародыша пластинки при превращении.

Предложена синергетическая модель зарождения перлитной структуры. Записана система кинетических уравнений, описывающая динамику роста перлитной пластинки в процессе охлаждения. Анализ решения системы проведен методами теории бифуркаций и отображений Пуанкаре. Установлено, что фазовый портрет системы имеет точку типа неустойчивый фокус. Это означает, что в системе возникают волновые диссипативные структуры. Анализ решения системы показал, что скорость роста пластинки перлита является автоколебательной и зависит от скорости охлаждения. Сделаны оценки толщины пластинок для различных случаев. Проведено сравнение с имеющимися экспериментальными данными.

## ТЕРМОДИНАМИКА И СИНЕРГЕТИКА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Емалетдинов А.К.

*Уфимский технологический институт сервиса, Россия*

emaletd@mail.ru

Сверхпластичность неорганических материалов имеет большое практическое значение и проявляется при создании в них стабильной ультрамелкозернистой структуры и деформации в определенном температурно-скоростном интервале. В настоящее время экспериментально установлено, что при СПД действуют три микромеханизма деформации: зернограничное проскальзывание, внутризеренное дислокационное скольжение и диффузионная ползучесть. Причем происходит самоорганизация коллективных мод в движении ансамблей зерен - бегающая шейка.

Записано общее выражение для производства энтропии при пластической деформации материалов различными микромеханизмами, которые являются диссипативными процессами. С позиций неравновесной термодинамики и синергетики возникновение температурно-скоростного интервала проявления СП связано со сменой диссипативного процесса, контролирующего деформацию: I область - основные процессы это одиночное, дислокационное скольжение и ползучесть; II область - кооперированные, зернограничные процессы, стимулированные дислокационным скольжением; III область - множественное, дислокационное скольжение. Термодинамические условия проявления эффекта сверхпластичности как самоорганизации зернограничных процессов определяются вариационным принципом минимума производства энтропии. Скорость производства энтропии является функцией от множества параметров: температуры, скорости деформации, морфологии и размера зерен, кристаллической структуры, текстуры, фазового состава, энергии дефекта упаковки и др.

На основании предложенной физической модели взаимодействия решеточных дислокаций, зернограничных квазидислокаций, вакансий, микротрещин записана система кинетических уравнений для плотности дефектов в приближении времени релаксации. Для получения неоднородных решений (диссипативных структур) типа бегающей шейки в систему уравнений введены диффузионные члены. Анализ решения системы проведен методами теории бифуркаций и отображений Пуанкаре. Установлено, что фазовый портрет системы имеет три стационарные точки: две точки типа узел - седло и одну точку типа седло - фокус. Когда плотность стимулированного зернограничного проскальзывания превышает критическое значение, происходит бифуркация Хопфа и точка седло переходит в фокус. Это означает, что в системе возникают волновые диссипативные структуры. Проведено численное решение системы уравнений, которое подтвердило аналитические оценки.

На основании вариационного принципа получены фазовые портреты бифуркаций решений проявления СПД для критических параметров: температуры, скорости деформирования, размера зерен и образца. Проведен анализ зависимости критических параметров от фазового состава, энергии дефекта упаковки, текстуры и др. Показано, что при СПД термодинамическое условие для слияния микротрещин в макротрещину не выполняется, поэтому наблюдается максимальная геометрически предельная деформация, когда площадь сечения образца стремится к нулю. Полученные теоретические, бифуркационные кривые и оценки хорошо коррелируют с имеющимися экспериментальными данными для различных металлов и сплавов.

## ИДЕНТИФИКАЦИЯ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В ЦИРКОНИЕВЫХ КЕРАМИКАХ МЕТОДОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ

Головин Ю.И., Коренков В.В., Фарбер Б.Я. \*

Лаборатория наноиндентирования, Тамбовский государственный университет  
golovin@tsu.tmb.ru

\* Zircoa Corporation, Cleveland, OH, USA

Керамики на основе  $ZrO_2$  отличаются уникальными механическими свойствами, в которых сочетаются высокая твердость, характерная для керамик, и высокая динамическая вязкость разрушения, характерная для металлов. Такие свойства обусловлены модификацией структуры чистого  $ZrO_2$  с помощью легирующих примесей ( $Y_2O_3$ ,  $CeO$ ,  $MgO$ ), которая ведет к образованию метастабильной при комнатной температуре тетрагональной поликристаллической структуры. Механические напряжения, возникающие в вершине микротрещины при деформировании керамики, вызывают необратимый переход от тетрагональной структуры к стабильной моноклинной. Этот фазовый переход сопровождается увеличением объема зоны деформации в среднем на 3 ÷ 5%, что ведет к уменьшению напряжений в вершине трещины и торможению ее роста. Естественно, что это структурное превращение играет важную роль в формировании механических свойств циркониевых керамик и определяет их применимость в различных отраслях производства. Например, для использования  $ZrO_2$  как износостойчивого материала важно знать роль этих фазовых переходов при локализации деформации в объеме пятна контакта, размеры которого не превосходят нескольких микрон в условиях реальной эксплуатации. Обычно используемые для идентификации фазовых переходов методы макроиспытаний требуют либо больших нагрузок (< 500 Н), либо не всегда доступной техники нейтронной дифрактометрии и микрорамановской спектроскопии.

Работа посвящена исследованию структурных превращений в циркониевых керамиках различной исходной структуры (PSZ и TZP) методом наноиндентирования. В своих исследованиях мы исходим из того, что локализация деформации в чрезвычайно малых объемах на начальной стадии внедрения индентора создает даже при небольших нагрузках (менее 20 мН) контактные напряжения, достаточные для перехода от тетрагональной к моноклинной структуре. Исследования проводились с помощью компьютеризированного наноиндентометра собственной конструкции, обеспечивающего пространственное разрешение до 0,1 нм, разрешение по силе 10 мкН и быстродействие  $10^4$  отсчетов в секунду. При этом максимальная нагрузка на индентор не превосходила 100 мН, а длительность цикла нагружение-разгрузка изменялась от 20 мс до 100 с. Использовалась методика многократного нагружения отпечатка нарастающей от цикла к циклу нагрузкой.

Свидетельством структурного фазового перехода является наличие петли гистерезиса между кривой разгрузки исходного цикла и кривой нагружения следующего цикла нагружения-разгрузки, ширина которой не зависит от скорости нагружения при  $P_{max} = const$ . Обнаружено, что структурные изменения имеют место во всех исследованных образцах как частично стабилизированной структуры (PSZ), так и полностью тетрагональной структуры (TZP) керамик на основе  $ZrO_2$ . Вместе с тем ширина гистерезисных петель зависит от исходной структуры, состава стабилизирующих примесей, их процентного содержания в циркониевой матрице и условий термообработки при их производстве, а также длительности контактного взаимодействия при одинаковой предельной нагрузке  $P_{max}$ .

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 01-02-16573) и Министерства образования РФ (проект № E00-3.4-123).*



## КИНЕТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРОЙНЫХ СТЫКОВ

Сурсаева В.Г., Протасова С.Г.

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка*

Принято использовать средний размер зерна как характеристику поликристаллического материала. Чем мельче зерно, тем большую роль в процессе деформации играют границы зерен и тройные стыки, так как они являются источниками и стоками для дислокаций и вакансий в процессе деформации поликристаллов. Так как деформируют материалы как правило при нагреве, поведение границ зерен и тройных стыков оказывает существенное влияние на сам процесс деформации при повышенных температурах. Если поведение индивидуальных границ зерен в последние 20 лет интенсивно изучается, то о перемещении индивидуальных тройных стыков экспериментальных данных не было. Это связано с экспериментальными трудностями получения индивидуальных тройных стыков с наперед заданной структурой и фиксацией положения *in-situ*. Более того, предполагалось, что тройные стыки не тормозят движение границ и их роль в процессе роста зерен сводится к поддержанию термодинамически равновесных углов в тройном стыке.

Нами были разработаны методики получения индивидуальных тройных стыков определенной формы с любой наперед заданной кристаллографией. Для проведения экспериментов по изучению миграции индивидуальных тройных стыков очень важно следить не только за перемещением, но и за формой тройных стыков. Нами была реализована методика отжига в высокотемпературной приставке к оптическому микроскопу тройных стыков в алюминии и цинке, и слежения за перемещением тройного стыка в поляризованном свете и фиксации его на видеопленку в цинке, а также слежения за перемещением с помощью рентгеновских лучей в алюминии.

Нами получены значения подвижности различных тройных стыков и энергии активации их миграции. Основные результаты представленной работы сводятся к следующему:

1. Тройной стык – такой же самостоятельный дефект в поликристалле как и граница зерна и обладает конечной подвижностью.

2. Стык тормозит движение границ при низких температурах.

3. На температурной зависимости подвижности наблюдается переход от стыковой кинетики к граничной. При низких температурах система границ с тройным стыком движется по стыковой кинетике (стык тормозит движение системы). При высоких температурах система границ с тройным стыком движется по граничной кинетике (стык не тормозит движение тройного стыка).

4. Переход от граничной кинетики к стыковой зависит от кристаллографии составляющих его границ.

5. В поликристаллическом материале стыки обладают разной подвижностью и не на всех стыках реализуется переход от стыковой кинетики к граничной. Часть стыков движется только по стыковой кинетике, часть только по граничной.

6. Стыки, обладающие низкой подвижностью, не движутся при нагреве до температуры плавления.

## АНОМАЛЬНЫЙ РОСТ ДИФФУЗИИ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ СТАЛИ

Атрошенко С.А.

*Институт проблем машиноведения Российской академии наук, Россия*  
satroshe@atr.ipme.ru

Работа посвящена исследованию влияния динамического деформирования на микроструктуру стали 30ХН4М. Предварительная термическая обработка заключалась в закалке стали с 900°С в воде и последующем отпуске по режимам: 200, 550, 600 и 650°С в течение 3-х часов. После термообработки стальные образцы подвергались ударному нагружению. Плоские мишени диаметром 52 мм и толщиной 5 и 10 мм нагружали на пневмогазовой пушке калибра 37 мм в диапазоне скоростей 200 – 400 м/с. Микроструктуру поперечных шлифов мишеней после травления исследовали на оптическом микроскопе Neophot-32 и растровом электронном микроскопе Camscan. Микротвердость деформированных образцов по Кнупу ( $H_k$ ) измеряли на приборе Buehler-MetAg при нагрузке  $P = 100$ г. Рентгеноструктурный фазовый анализ стали проводили с помощью дифрактометра ДРОН-2 в  $FeK_{\alpha}$  -излучении.

До ударного нагружения в исходном состоянии структура стали 30ХН4М представляет собой после низкого отпуска (200°С, 3 часа) отпущенный мартенсит и карбиды, а после высокого отпуска (550, 600 и 650°С в течение 3-х часов) – сорбит отпуска и карбиды. Как и следовало ожидать, размер карбидных частиц в исходном материале монотонно возрастает с ростом температуры отпуска, а размер зерна незначительно снижается. Изменение микротвердости показывает, что с ростом температуры отпуска сталь разупрочняется, что связано с укрупнением карбидов, в то время как измельчение зерна настолько мало, что не оказывает заметного влияния.

После ударного нагружения структурные составляющие стали остаются неизменными, меняется только их дисперсность. Размер карбидных частиц во всех случаях после ударного воздействия выше, чем в исходном состоянии, за исключением высоких скоростей нагружения ( $V = 369-386$  м/с), в этом случае размер их близок к исходным или несколько ниже. Рост размера карбидов наибольший в стали с низким отпуском. Как известно, в процессе отпуска происходит диффузионное перераспределение углерода и легирующих карбидообразующих элементов, причем одновременно идут два процесса – растворение одних карбидов, образование и рост других. Как оказалось, ударное нагружение весьма активно воздействует на эти процессы. При низком отпуске вследствие недостаточной диффузионной подвижности легирующих карбидообразующих элементов образуются только орторомбические карбиды цементитного типа  $Me_3C$ , состав которых близок к составу твердого раствора. При динамическом воздействии низкоотпущенной стали наблюдается наиболее интенсивный рост орторомбических карбидов, в которых часть атомов железа замещена атомами легирующих элементов. Наименьшее влияние динамическое нагружение оказывает на изменение размера карбидов высокоотпущенной стали (650°С, 3 часа). При этом специальные карбиды типа  $Me_7C_3$  и  $Me_6C$ , в которых часть атомов карбидообразующих элементов замещена атомами железа, оказываются близкими к исходным по размеру или несколько ниже их. Рост размера специальных карбидов в этом случае наблюдается только при малой скорости нагружения ( $V = 237$  м/с).

## **ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ И ДЕГРАДАЦИЯ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Ливанова О.В., Филиппов Г.А.

*ГНЦ РФ ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва*

Основные факторы, от которых зависит сопротивление разрушению металлоизделий при длительной эксплуатации, можно разделить на три группы: концентраторы напряжений механического происхождения, дефекты, образующиеся в результате длительного контакта металла с коррозионной средой и изменение структурного состояния металла, связанного с процессами старения, накопления водорода в металле, внутренних микронапряжений и дефектов типа микротрещин.

Для понимания процессов, приводящих к деградации свойств металла в ходе длительной эксплуатации важно выяснить, какие свойства при этом меняются в наибольшей степени. В связи с этим, на примере трубной низколегированной стали типа 17ГС, проведено исследование влияния длительной эксплуатации на комплекс механических свойств и сопротивление разрушению.

Исследования показали, что стандартные механические свойства – временное сопротивление, предел текучести, относительное удлинение и поперечное сужение не изменяются значительно, учитывая их разброс, по сравнению с уровнем свойств стали в исходном состоянии. В тоже время установлено, что в ходе длительной эксплуатации происходит снижение уровня ударной вязкости на образцах с острым надрезом, критического раскрытия трещины, уменьшение работы разрушения и ее составляющих – работы зарождения и распространения трещины. Определено, что в наибольшей мере длительная эксплуатация оказывает влияние на сопротивление зарождению трещины.

Склонность к деформационному старению при эксплуатации уменьшается. Показано, что снижение склонности к деформационному старению при эксплуатации является следствием уменьшения содержания углерода и азота в твердом растворе в результате образования атмосфер атомов примесей на дислокациях, что приводит к увеличению склонности стали к хрупкому разрушению.

Другим фактором, способствующим трещинообразованию в условиях эксплуатации, является насыщение металла водородом. В связи с этим, возникает необходимость оценки склонности стали к трещинообразованию в условиях поглощения водорода под напряжением – замедленному разрушению. Следует отметить, что развитию замедленного разрушения способствуют внутренние микронапряжения, связанные с локальным наклепом металла и фазовыми превращениями.

На основании полученных результатов сформулированы основные положения о механизме деградации свойств конструкционных сталей в условиях воздействия напряжений, коррозионной среды и водорода, среди которых главными являются: снижение подвижности дислокаций в результате развития процесса деформационного старения внутренние микронапряжения, в том числе структурные, и насыщение металла водородом.

# ОСОБЕННОСТИ КОЛЕБАНИЙ СИСТЕМЫ, СОДЕРЖАЩЕЙ ЭЛЕМЕНТ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ, ПРИ ВАРЬИРОВАНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ В УПРАВЛЯЮЩИХ ИМПУЛЬСАХ

Беляев С.П., Волков А.Е., Иночкина И. В.

*НИИ Математики и Механики им. акад В.И.Смирнова СПбГУ*  
volkov@smel.math.spbu.ru

Ранее было установлено, что температурный режим управляющих импульсов оказывает сильное влияние на характер колебаний механических систем, содержащих рабочий элемент из сплава с эффектом памяти формы. Показано, что декремент колебаний существенно зависит от полноты мартенситных превращений, происходящих синхронно с колебаниями механической системы. Однако предшествующие исследования ограничивались лишь констатацией фактов без выявления детальных закономерностей и возможных причин наблюдаемых явлений.

В настоящей работе выполнено систематическое исследование влияния максимальной и минимальной температур теплового импульса на декремент и период колебаний осциллирующей механической системы. Опыты выполняли на крутильном маятнике с рабочим элементом из проволоки длиной 500 мм и диаметром 47 мм сплава Ti-50ат.%Ni. После отжига температуры превращения были:  $M_n = 330$  К,  $M_k = 310$  К,  $A_n = 345$  К,  $A_k = 370$  К. В опытах контролировали максимальную температуру в импульсе путем ограничения тока, протекающего через образец. Охлаждение образца происходило за счет теплообмена с окружающим воздухом. Изменением максимальной температуры нагрева варьировали степень завершенности мартенситного превращения в каждом управляющем импульсе.

Получена зависимость логарифмического декремента установившихся колебаний  $\delta$  от максимальной температуры теплового импульса при разных значениях времени рассогласования  $\Delta t$  механических вибраций и периодических температурных воздействий. Установлено, что до  $T_{max} = 360$  К всегда имеет место затухание колебаний. Причем максимальный декремент реализуется при  $T_{max} = 345$  К, что соответствует началу обратного мартенситного перехода при нагреве. Дальнейшее повышение максимальной температуры нагрева приводит к различным последствиям, в зависимости от значения времени рассогласования. При малых  $\Delta t$  во всем интервале исследуемых величин  $T_{max}$  реализуется режим генерации колебаний с отрицательными значениями декремента. Если же время рассогласования превышает пятую часть периода свободных колебаний, режим генерации вновь сменяется затуханием колебаний маятника. Показано, что одновременно с декрементом существенно изменяется и период колебаний.

Таким образом, изменяя температуры в тепловых импульсах можно направленно управлять характеристиками колебаний систем, содержащих сплавы с эффектом памяти формы, не меняя времени рассогласования между механическими колебаниями и тепловыми импульсами.

Обнаруженные закономерности объясняются изменением напряженного состояния рабочего элемента при мартенситном превращении и удовлетворительно описываются результатами компьютерного расчета, выполненного с использованием основных положений структурно-аналитической теории механического поведения материалов с памятью формы.

*Работа выполнена при финансовой помощи Минобрнауки РФ (грант Е00-4-84) и РФФИ (гранты поддержки ведущих научных школ 00-15-96023 и 00-15-96027).*

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И ФОРМИРОВАНИЯ СВОЙСТВ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Исакаев Э.Х.<sup>1</sup>, Ильичев М.В.<sup>1</sup>, Тюфтяев А.С.<sup>1</sup>, Филиппов Г.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> НТЦ ЭПУ ОИВТ РАН,

<sup>2</sup> ГНЦ РФ ЦНИИчермет им. И.П.Бардина

Проблема повышения сопротивления усталости и износостойкости деталей в тяжелом машиностроении и черной металлургии приобретает все большую актуальность в связи с непрерывно повышающимися требованиями к надежности и долговечности конструкций, а так же к качеству выпускаемых ими изделий. Использование низкотемпературной плазмы в процессах упрочняющей технологии является перспективным направлением. К преимуществам этого метода следует отнести локальность нагрева и высокую концентрацию тепловой энергии в зоне нагрева, что позволяет получать на поверхности модифицированный слой с высоким комплексом механических свойств.

В качестве объекта исследования была выбрана сталь типа 60Г, которая подвергалась обработке низкотемпературной азотной плазмой с различными технологическими режимами. Проведенные исследования показали, что помимо образования типичных закалочных структур характерных для образцов подвергнутых обработке высококонцентрированными пучками энергии, плазменная обработка приводит к протеканию процессов азотирования в поверхностном слое. В результате плазменной обработки происходит насыщение поверхностных слоев азотом — образуется азотистый мартенсит и нитридные фазы типа  $Fe_2N$  и  $Fe_3N$  с гексагональной кристаллической решеткой, нитрид  $Fe_4N$  —  $\gamma'$ -фаза с кубической кристаллической решеткой, а также обнаружена высокоазотистая фаза  $Fe_2N$  —  $\xi$ -фаза — с орторомбической кристаллической решеткой. Плазменная обработка сопровождается образованием на поверхности металла окислов типа  $Fe_3O_4$ ,  $Fe_2O_3$ ,  $FeO$ . Тип нитридных фаз зависит от изменения параметров плазменной обработки — мощности нагрева, скорости обработки и расхода азота.

Установлено, что в результате плазменной обработки, в  $\alpha$  - фазе резко возрастают остаточные внутренние микронапряжения, искажения кристаллической решетки  $\Delta a/a$ , а также плотность дислокаций  $\rho$ , что является основной причиной упрочнения при плазменной обработке.

Показано, что при некоторых значениях параметров обработки происходит уменьшение микронапряжений и возникновение  $\xi$  -фазы. Это сопровождается снижением работы разрушения, особенно работы зарождения трещины, и снижением микротвердости. Что, по-видимому, связано с релаксацией микронапряжений путем зарождения микротрещин при пересыщении азотом поверхностного слоя и возникновении хрупкой  $\xi$  -фазы.

Проведенные сравнительные испытания показали, что сопротивление зарождению трещины и износостойкость упрочненной зоны по сравнению с необработанным металлом повышается в 2,5- 3 раза.

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И ПЕРЕОРИЕНТАЦИИ РЕШЕТКИ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ ПУТЕМ ЛОКАЛЬНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПОЛЯХ НАПРЯЖЕНИЙ

Тюменцев А. Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

tyuments@phys.tsu.ru

Обобщены результаты электронномикроскопических исследований микро-структуры, закономерностей и механизмов формирования полос локализации деформации в аустенитных сталях и сплавах на основе никелида титана в условиях реализации нового механизма деформации и переориентации кристаллической решетки, включающего неравновесные фазовые (мартенситные) превращения в полях высоких локальных напряжений: прямое и обратное (по альтернативной системе)  $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$  превращение в сталях и  $B2 \rightarrow B19(B19') \rightarrow B2$  мартенситное превращение в никелиде титана.

Результатом  $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$  превращений является формирование при холодной прокатке аустенитных сталей полос локализации деформации (ПЛД) с характерными векторами разориентации  $\theta \approx 60^\circ \langle 110 \rangle$ .  $B2 \rightarrow B19(B19') \rightarrow B2$  превращение в никелиде титана является механизмом формирования  $\{113\}$  и  $\{332\}$  двойников деформации с векторами  $\theta \approx 50^\circ \langle 110 \rangle$  переориентации кристаллической решетки.

Показано, что характерной особенностью полос локальных мартенситных превращений является формирование разориентированных субструктур с высокими значениями кривизны, упругой дилатации кристаллической решетки и локальными внутренними напряжениями, приближающимися к теоретической прочности кристалла.

С использованием теории мартенситных превращений, основанной на концепции кооперативных тепловых колебаний протяженных двумерных когерентных объектов (плоскостей) в кристаллах, проведен анализ атомных механизмов деформации в процессе  $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$  и  $B2 \rightarrow B19(B19') \rightarrow B2$  превращений и дано физическое обоснование указанных выше особенностей переориентации кристаллической решетки в ПЛД.

Обсуждаются природа и основные физические факторы реализации указанной выше моды деформации. Предполагается, что ее носителями являются не линейные или плоские дефекты типа дислокаций, дисклинаций или границ мартенситных фаз, а высокоэнергетические объемные образования - микрообъемы нестабильной в полях напряжений фазы.

Структурное состояние в ходе деформации является при этом суперпозицией нескольких структур. В пространстве междоузлий появляются новые разрешенные состояния - узлы промежуточных мартенситных фаз, существующие только в поле высоких локальных напряжений непосредственно в ходе деформации. Движением атомов через эти узлы и осуществляется пластическая деформация и переориентация кристаллической решетки.

Фазовая нестабильность в полях высоких локальных напряжений приводит не только к реализации нового механизма деформации, но и, благодаря снижению модулей вблизи точек фазовых переходов, к потере устойчивости пластического течения в ПЛД с активизацией дислокационно-дисклинационных и диффузионных мод деформации.

## МЕХАНО-ХИМИЧЕСКОЕ ПРОНИКНОВЕНИЕ ВНЕШНЕЙ СРЕДЫ В КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ И АМОРФНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Клявин О.В.

*ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург,  
Klyavin@pop.ioffe.rssi.ru*

Дан обзор экспериментальных и теоретических работ, связанных с открытием и изучением фундаментальных закономерностей нового явления в физике и химии твердого тела – дислокационно-динамического и механо-химического проникновения (МХП) частиц внешней среды в различные типы твердых тел (кристаллические и аморфные материалы) по зарождающимся и движущимся в них дефектам структуры, возникающим в процессе пластической деформации [1,2]. Исследования проведены на модельных средах жидкого гелия ( $T = 0,5 - 4,2$  К) и тяжелой воды ( $T = 300$  К) на макро- и микроскопическом уровне. Показано, что указанные среды проникают в поверхностный слой кристаллов на различную глубину в зависимости от типа дислокаций, контактирующих с внешней средой. Обнаружена устойчивая корреляция между содержанием гелия в исследованных металлах и диаграммами их растяжения. Излагается микроскопическая модель переноса примесных атомов среды перегибами на движущихся дислокациях. Приводятся теоретические расчеты структуры ядра винтовой дислокации в ОЦК решетке железа, выполненные методом молекулярной динамики. Проанализирован процесс взаимодействия ядра движущейся дислокации с атомами гелия и углерода и выяснены условия их увлечения перегибами на дислокациях. Анализируются данные масс-спектрометрических измерений содержания гелия в металлах с различным типом решетки и аморфных сплавах, деформированных растяжением в жидком  $^3\text{He}$  и  $^4\text{He}$  [3,4]. На основе изучения кривых экстракции гелия из этих материалов делается вывод о наличии в них глубоких ловушек атомов гелия. Высказывается и обосновывается утверждение о появлении химической связи атомов гелия с дефектной структурой исследованных материалов, возникающей в процессе их деформации в среде жидкого гелия. Обнаружена принципиальная роль динамических атомных процессов взаимодействия, захвата и переноса частиц внешней среды в пластически деформируемые твердые тела через возникающие в них механически возбужденные дефекты структуры. Явление МХП рассматривается как принципиально новый метод введения примесей в твердые тела и контролируемого изменения физико-механических свойств их поверхностных слоев и макромеханических характеристик путем деформации в средах заданного состава. Обсуждаются перспективы практического использования явления МХП в различных процессах обработки и получения материалов.

1. O.V.Klyavin, N.P.Likhodedov, A.N. Orlov. *Progr. Surf. Sci.* **33**, 4, 259 (1990)
2. О.В.Клявин. *ФТТ* **13**, 3, 513 (1993)
3. О.В.Клявин, Б.А.Мамырин, Л.В.Хабарин, Ю.М.Чернов, В.З.Бенгус, Е.О.Табачникова, С.Э.Шумилин. *ФТТ* **42**, 7, 1256 (2000)
4. О.В.Клявин, Б.А.Мамырин, Л.В.Хабарин, Ю.М.Чернов. *ФТТ* **44**, 2, 291 (2002)

## ПРОГНОЗИРОВАНИЕ КРИТИЧЕСКИХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ

Засимчук И.К., Засимчук Е.Э., Гордиенко Ю.Г.  
*Институт металлофизики НАНУ, Киев, Украина*  
eezas@imp.kiev.ua

При статическом растяжении кристалла критическому состоянию (состоянию “предразрушения”) обычно предшествует макроскопическая локализация формоизменения (образование шейки). Однако при некоторых более сложных способах нагружения (например, при стесненном циклическом растяжении) шейка не образуется, и в этих случаях прогнозирование критического состояния кристалла при действии на него механического поля должно осуществляться на более низких (по сравнению с макроскопическим) масштабных уровнях формоизменения.

Наш эксперимент проводился на монокристалльных пластинах алюминия кубической ориентировки  $\langle 100 \rangle \{001\}$ . Пластины жестко (при помощи клея) скрепляли с поликристаллическими образцами сплава с существенно более высоким, чем у кристалла, пределом упругости. Образцы сплава подвергали циклическому растяжению в упругой области, при этом монокристалл деформировался пластически, причем из-за отсутствия пластического удлинения образца деформация кристалла могла проходить лишь в направлении, перпендикулярном его свободной поверхности, что выражалось в формировании поверхностного рельефа. Для изучения рельефа применяли автоматизированный оптический метод на базе стереомикроскопа с ССД камерой, соединенной с ПК видеоадаптером. При помощи специальных программ получали панорамные снимки рельефа, которые обрабатывали с использованием методов фрактальной геометрии, что было обусловлено нерегулярной структурой рельефных полос с признаками самоподобия на разных масштабных уровнях.

Показано, что при отсутствии участков макроскопической локализации повреждения в образце для характеристики критического состояния кристалла

может быть использовано измерение информационной фрактальной размерности, усредненной по всей поверхности кристалла, при этом критическому состоянию соответствует максимум на зависимостях информационной размерности от продолжительности (числа циклов) нагружения. При наличии макроскопического повреждения образца (например, в сварных образцах) мы использовали «эквипотенциальные» (или эквиразмерные) контурные карты информационной фрактальной размерности рельефа монокристалла, которые позволяют не только судить о критическом состоянии монокристалла, но также выявить морфологию локализации повреждения в образце. Качественно о критическом состоянии кристалла в процессе его деформации можно судить по появлению дополнительных (более низких) масштабных уровней рельефа с соответствующим им дополнительными направлениями рельефных полос.



## РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ МНОГОКРАТНОМ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ

Беляев С.П. \*, Волков А.Е. \*, Лаврусенко С.Р. \*\*, Марченко С.А. \*, Михайлов И.В. \*\*, Мозгунов В.Ф. \*\*\*, Иванов А.В. \*

\* НИИ Математики и Механики им. акад В.И.Смирнова СПбГУ  
volkov@smel.math.spbu.ru

\*\* Санкт-Петербургский Государственный Медицинский ун-т им. акад. И.П.Павлова  
\*\*\* ОАО "НПП Пирамида", СПб

Использование сплавов с памятью формы в приводах многократного действия и в тепловых двигателях сопряжено с повторяющимися циклами деформирования материала под нагрузкой в процессе термоциклирования через интервал мартенситных превращений. Стабильность работы устройства и его временной ресурс определяются термоциклической стабильностью функциональных свойств и долговечностью материала. Известно, что в ходе термоциклирования при постоянном напряжении термомеханические характеристики сплавов с памятью становятся постоянными после некоторого числа циклов, а при постоянной нагрузке – изменяются на всем протяжении испытаний. Ранее для никелида титана предел усталости был определен на уровне 100 МПа. Однако все известные опыты выполняли на базе  $10^4$  циклов. Закономерности деформирования и разрушения материалов с эффектом памяти формы при более длительных испытаниях (в области малых напряжений) на базе числа циклов до разрушения около  $10^6$  остаются неизвестными.

Настоящая работа посвящена разработке методики многоцикловых термоциклических испытаний проволочных образцов из сплава с памятью формы при слабо изменяющемся напряжении. Установка представляет собой два вертикально установленных направляющих стержня, закрепленных на основании. На направляющих стержнях расположены две опорные площадки и бронзовая втулка, скользящая по стержням. Между втулкой и нижней опорной площадкой крепится проволочный образец, а между втулкой и верхней опорной площадкой – упругая стальная пружина сжатия. Возможна регулировка начального натяжения пружины. Устройство помещается в резервуар с проточной водой, а нагревание образца производится электрическим током.



При нагревании через интервал мартенситного превращения длина образца уменьшается (эффект памяти формы), пружина дополнительно сжимается, и верхняя втулка скользит по направляющим вниз. Во время охлаждения упругая пружина растягивает образец (эффект пластичности превращения), и втулка скользит вверх. Перемещение втулки регистрируется часовым индикатором. Специально разработанная электронная аппаратура обеспечивает подачу импульсов тока величиной до 20 А за время до 50 мс. При этом температура образца изменяется через полный интервал мартенситного перехода с частотой порядка 1 Гц. Это предоставляет возможность выполнять исследование функциональных свойств материалов и их долговечности на базе  $10^6$  циклов. Разработанное устройство может служить прототипом пульсатора для использования в сердечно-сосудистой хирургии.

*Работа выполнена при содействии РФФИ (гранты поддержки ведущих научных школ 00-15-96023 и 00-15-96027).*

## **ПОВЕРХНОСТНЫЕ СЕГРЕГАЦИИ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЯХ ПРИ ТЕРМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ**

Гильмутдинов Ф.З., Канунникова О.М., Паршуков Л.И.

*Физико-технический институт УрО РАН, НИТИ “Прогресс”, г. Ижевск.  
ftt@uni.udm.ru*

Термообработка сплавов приводит к сегрегации отдельных компонентов на свободной поверхности и внутренних границах раздела. Установлена однозначная взаимосвязь поверхностных сегрегаций в металлических сплавах с протеканием структурно-фазовых превращений в объеме материала. Ранее нами было показано, что наибольшую сегрегационную активность проявляют компоненты, которые входят в состав фаз, испытывающих превращения, причем в случае выделения дисперсных частиц температурный интервал поверхностных сегрегаций соответствует температурам структурно-фазовых превращений. Таким образом, по кривым температурной зависимости концентрации компонентов в поверхностном слое можно с достаточной точностью контролировать режимы, характер и последовательность изменений в объеме сплава, а также указать, на основе каких элементов формируются или распадаются те или иные фазы или дисперсные включения.

Методом рентгеноэлектронной спектроскопии изучена температурная зависимость поверхностных сегрегаций в мартенситностареющих сплавах на основе Fe-Ni-Co, легированных молибденом, титаном и алюминием в исходном закаленном, а также предварительно состаренном состояниях. Исследования выполнены на спектрометре ЭС-2401 с  $MgK_{\alpha}$ -возбуждением. Термообработку образцов проводили в камере спектрометра в условиях сверхвысокого вакуума после предварительной очистки поверхности ионной бомбардировкой от адсорбированных молекул и оксидного слоя. Нагрев образцов осуществляли электронно-лучевым способом ступенчато в интервале от комнатной до 510 °С с последующей съемкой электронных спектров при каждой выдержанной температуре, контролируемой на исследуемой поверхности с помощью хромель-алюмелевой термопары.

Из полученных результатов следует, что при нагреве несостаренных образцов изменения состава поверхности, а значит и изменения в объеме сплава, начинаются при температурах 370-400 °С. Немонотонный характер зависимости поверхностных концентраций от температуры связан с многостадийностью процесса старения, начальная стадия которого связана с возрастанием подвижности структурных дефектов и компонентов сплава. Температурный интервал 420-500 °С соответствует наиболее значительным изменениям. Наиболее активные компоненты: никель, молибден, титан и алюминий ведут себя с различной синхронностью в зависимости от температуры. На предварительно состаренных сплавах того же состава закономерных сегрегационных эффектов при последующей термообработке не наблюдалось.

Обсуждается взаимосвязь сегрегационных эффектов со структурно-фазовыми превращениями и механическими свойствами сплавов.

## ВЛИЯНИЕ СДВИГОВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ТЕПЛОВЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ МАРТЕНСИТНОМ $B2 \leftrightarrow B19'$ ПЕРЕХОДЕ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Егоров С.А. , Реснина Н.Н. , Волков А.Е. , Евард М.Е.

*НИИ Математики и Механики  
Санкт–Петербургского Государственного Университета  
egorov@smel.math.spbu.ru*

Для изучения влияния сдвиговых напряжений на внутреннюю теплоту мартенситных превращений в состаренном сплаве  $Ti_{53}Ni_{47,5}Fe_{0,5}$  в режиме “in situ” выполнен дифференциальный термический анализ (ДТА) и произведены измерения деформации и напряжения кручения трубчатого образца во время реализации различных явлений мартенситной неупругости. Опыты показывают, что напряжения приводят к уменьшению величины аномалий на кривых ДТА при охлаждении и нагревании. Это можно связать с уменьшением внутренней теплоты перехода под действием приложенной нагрузки. После разгрузки величина тепловых явлений восстанавливается до исходного уровня (после отжига) лишь частично. Последующее многократное термоциклирование позволяет полностью восстановить теплофизические свойства материала. В качестве причины обнаруженного влияния напряжений на внутреннюю теплоту перехода можно предложить изменение под действием нагрузки симметричных свойств кристаллической решетки. Известно, что внутренняя теплота перехода  $q$  определяется соотношением  $q = \Delta S T_0$ , где  $\Delta S$  – скачок энтропии во время фазового перехода первого рода при температуре термодинамического равновесия  $T_0$ . Поскольку скачок энтропии связан с изменением кристаллической решетки, в частности, с изменением симметрии решеток аустенитной и мартенситной фаз, то важным оказывается свойство симметрии этих фаз. Но под действием напряжений симметрия меняется. Так, кубическая фаза может стать некубической. В результате, если при отсутствии напряжений во время фазового перехода происходит одно изменение симметрии, то под действием напряжений величина этого изменения будет уже другой. Отсюда следует, что для превращений  $B2 \leftrightarrow B19'$  в изучаемом никелиде титана напряжения должны уменьшать теплоту перехода, что соответствует полученным результатам.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ, гранты 01-01-00216,  
00-15-96027, 00-15-96023.*

## ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НА ДЕФОРМИРОВАНИЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ $B2 \rightarrow R$ И $R \rightarrow B19'$ ПЕРЕХОДАХ

Егоров С.А., Волков А.Е.

*НИИ Математики и Механики  
Санкт-Петербургского Государственного Университета  
egorov@smel.math.spbu.ru*

На сплаве  $Ti_{52}Ni_{47,5}Fe_{0,5}$  с цепочкой прямых мартенситных превращений  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$  показано, что изотермическим изменением всестороннего давления можно управлять деформационным процессом при охлаждении. При этом на этапе реализации перехода  $B2 \rightarrow R$  увеличение давления инициирует формоизменение (рис., линии 1 – 4). Уменьшение в опытах давления на 180 МПа приводит к формированию температурной задержки деформирования на  $\Delta T = 2$  К при дальнейшем охлаждении (происходит стабилизация двухфазного состояния материала).

На этапе осуществления перехода  $R \rightarrow B19'$  для порождения аналогичных барических явления направление изменения давления должно быть противоположным, т.е. дополнительное деформирование обеспечивается уменьшением давления (рис., линии 5 – 7), а стабилизация двухфазного состояния на  $\Delta T = 4$  К происходит после увеличения давления на 180 МПа.

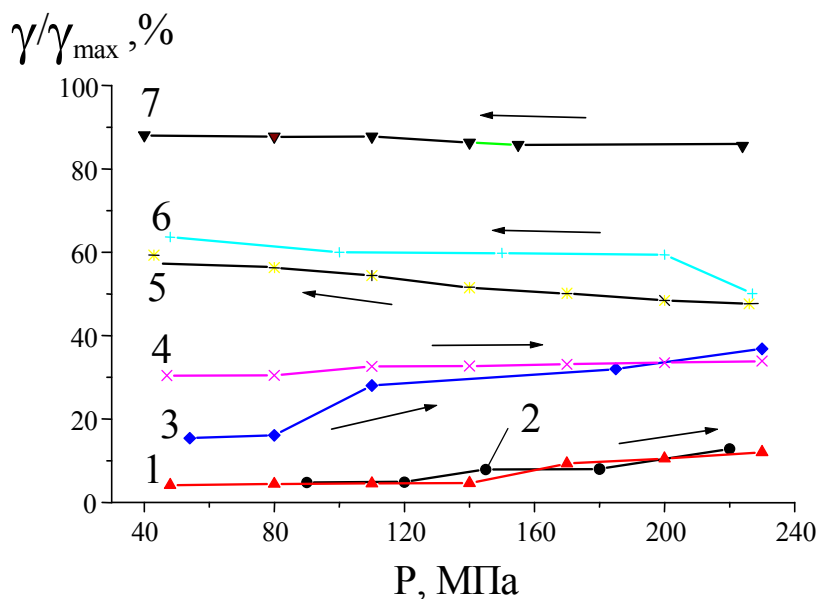


Рис. Зависимости отношения текущей деформации к максимальной от давления для сплава  $Ti_{52}Ni_{47,5}Fe_{0,5}$  при  $\tau = 10$  МПа во время реализации эффекта пластичности превращения. Давление изменяется при 331 (1), 331,5 (2), 324,5 (3), 323 (4), 315,5 (5), 315 (6), 306 К (7).

*Работа выполнена при поддержке РФФИ, гранты 01-01-00216, 00-15-96027, 00-15-96023.*

## МЕХАНИЗМ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ЭПФ И УРАВНЕНИЕ КЛАУЗИУСА-КЛАПЕЙРОНА

Вьюненко Ю. Н.

*НТФ «Вольта», Санкт-Петербург, Россия,  
vyunenko@mail.ru*

Исследования механизма остаточных напряжений ЭПФ [1,2] показали, что в рамках выбранной математической модели реакция материала на изменение скорости нагрева и соотношения упругих характеристик металла в мартенситном и аустенитном состояниях согласуется с экспериментальными наблюдениями. Влияние степени пластической деформации  $\varepsilon_p$  на ЭПФ построенная модель учитывает лишь частично.

В одних случаях с ростом  $\varepsilon_p$  ЭПФ наблюдается при пониженных температурах, а в других температуры деформационных процессов становятся выше температур превращения исходного материала. В [3] показана возможность учета этого изменением знака коэффициента  $k$  в феноменологических формулах, описывающих влияние степени пластической деформации на границы интервала температур превращения

$$A_S(\varepsilon_p) = A_{S0} - k\varepsilon_p, \quad A_F(\varepsilon_p) = A_{F0} - k\varepsilon_p, \quad (1)$$

$A_{S0}$ ,  $A_{F0}$  - температуры начала и конца превращения для недеформированного материала. Таким образом  $k$  становится неизвестной функцией  $\varepsilon_p$ , для определения которой необходимы специальные эксперименты.

Альтернативный подход к учету зависимости ЭПФ от  $\varepsilon_p$  основывается на уравнении Клаузиуса-Клапейрона

$$\frac{\Delta T_\sigma}{\Delta \sigma} = \frac{T_0 \varepsilon_t V}{Q}, \quad (2)$$

где  $T_0$  - температура термодинамического равновесия фаз,  $Q$  - теплота превращения,  $V$  - удельный объем материала в мартенситном состоянии,  $\Delta \sigma$  - напряжения (в нашем случае - остаточные),  $\Delta T_\sigma$  - смещение температуры  $T_0$ ,  $\varepsilon_t$  - деформация превращения.

Если направление  $\varepsilon_t$  после пластического деформирования совпадает с направлением силового воздействия на него, то при эндотермическом процессе перестройки кристаллической решетки температуры ЭПФ понижаются. В противном случае температуры превращения становятся выше.

Таким образом, в математической модели ЭПФ [1,2] возможна замена соотношения (1) на уравнение Клаузиуса-Клапейрона (2).

1. Вьюненко Ю.Н., Вьюненко Л.Ф., Левченко В.С. Скорость изменения температур и ЭПФ // Научные труды V Международного семинара “Современные проблемы прочности” им. В.А. Лихачева. Новгород. 2001. Т 2. С. 92-96.
2. Вьюненко Ю.Н., Вьюненко Л.Ф., Пяк Е.А. Фазовые модули упругости и ЭПФ // Научные труды V Международного семинара “Современные проблемы прочности” им. В.А. Лихачева. Новгород. 2001. Т 2. С. 89-91.
3. Вьюненко Ю.Н., Вьюненко Л.Ф. Изменение температур превращения, обусловленное пластической деформацией, и ЭПФ // Физика процессов деформации и разрушения и прогнозирование механического поведения материалов: Сб. докл. XXXVI семинара “Актуальные проблемы прочности”. Витебск. 2000. С. 225-229.

## **ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА ПРОЦЕССЫ ГЕНЕРАЦИИ И РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В СПЛАВЕ TiNi**

\*Беляев С.П., \*\*Рубаник В.В., \*\*\*Рубаник В.В.(мл.), \*Сидоренко В.В.

*\*Санкт-Петербургский государственный университет*  
spb@smel.math.spbu.ru

*\*\* Витебский государственный технологический университет*

*\*\* Институт технической акустики АН Республики Беларусь*

В материалах с термоупругими мартенситными превращениями наблюдаются необычные деформационные явления при воздействии ультразвуковых колебаний (УЗК). Так, например, акустопластический эффект может проявляться как в уменьшении деформирующего напряжения, так и в его возрастании в зависимости от структурного состояния материала. Известно также, что УЗК способствуют развитию мартенситных превращений в сплавах и инициируют эффект памяти формы.

В настоящей работе представлены результаты исследования эффектов генерации и релаксации напряжений в сплаве TiNi в условиях действия ультразвука. Эксперименты выполняли на предварительно деформированных растяжением проволочных образцах, охлаждаемых или нагреваемых через интервал превращения в режиме стеснения деформации. В процессе генерации реактивных напряжений (при обратном превращении) или их релаксации (при прямом переходе) в образце возбуждали продольные УЗК с частотой около 20 кГц. Амплитуда колебаний вибратора составляла 6 мкс, а время каждого воздействия УЗК – 7 с.

Установлено, что включение ультразвуковых вибраций на этапе охлаждения приводит к прерыванию процесса релаксации напряжений. Напряжение скачкообразно возрастает, а после выключения ультразвука вновь падает, и далее релаксация напряжений происходит в соответствии с температурной кинетикой мартенситного превращения. Максимальная величина скачка напряжения наблюдается в том случае, если воздействие ультразвуковых вибраций происходит вблизи середины температурного интервала прямого мартенситного перехода.

Если УЗК включается в ходе генерации напряжений при нагревании, то это вызывает дополнительный прирост напряжения. После выключения ультразвука напряжение при дальнейшем нагреве некоторое время не увеличивается, т.е. имеет место температурная задержка превращения.

Обнаруженные явления объясняются тепловым действием УЗК.

*Работа выполнена при содействии РФФИ (грант поддержки ведущих научных школ 00-15-96027).*

**ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ,  
ВКЛЮЧАЮЩАЯ СРЕДНЮЮ ФАЗОВУЮ ДЕФОРМАЦИЮ  
КАК ВНУТРЕННИЙ ПАРАМЕТР**

Волков А.Е., Сахаров В.Ю.

*НИИ Математики и Механики СПбГУ, Санкт-Петербург*  
volkov@smel.math.spbu.ru

Предпринята попытка сформулировать простую феноменологическую модель, описывающую механическое поведение сплавов с эффектом памяти формы при различных видах термомеханического нагружения. Модель содержит два внутренних параметра: скалярный, равный объемной доле мартенситной фазы, и тензорный, имеющий смысл средней фазовой деформации, описывающей образование мартенсита. Уравнения, описывающие изменение внутренних параметров, сформулированы на основе подхода, учитывающего баланс термодинамической движущей силы мартенситного превращения, механической силы, характеризующей упругую энергию поля внутренних межфазных напряжений, и диссипативной силы сопротивления росту мартенситной фазы. Развитая модель позволяет производить быстрый расчет деформации образцов, выполненных из материала с памятью формы, при их изотермическом нагружении при различных температурах, изобарном охлаждении и нагреве, а также комбинации этих режимов воздействия. В частности, в рамках единого подхода описаны явления пластичности превращения, однократного эффекта памяти формы, сформированного как посредством охлаждения под нагрузкой, так и активным деформированием образца в мартенситном состоянии. Рассмотрены способы определения констант и функций, определяющих механическое поведение материала.

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИОННОГО РАЗРУШЕНИЯ ДАЛЬНОГО АТОМНОГО ПОРЯДКА В УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ

Старенченко С.В., Старенченко В.А., Замятина И.П., Пантюхова О.Д.  
*Томский государственный архитектурно-строительный университет,*  
svs@oof.tisi.tomsk.su

При воздействии деформации на упорядоченные сплавы происходит фазовый переход порядок-беспорядок  $L1_2 \rightarrow A1$ , который осуществляется гетерогенно. Разупорядоченная фаза появляется при небольших деформациях, ее количество увеличивается в процессе деформации. При больших деформациях сплав становится практически полностью разупорядоченным. Уменьшение степени упорядоченности материала сопровождается неоднородным уменьшением размеров антифазных доменов, когда наряду с крупными доменами присутствуют мелкие домены, количество которых увеличивается с увеличением степени деформации. Воздействие деформации на структурное состояние сплава осуществляется по следующей схеме:  $L1_2 \xrightarrow{\epsilon} L1_2 + A1 \xrightarrow{\epsilon} A1$ . Скорость накопления разупорядоченной фазы в процессе деформации зависит от энергии упорядочения. При больших значениях энергии упорядочения сплав в меньшей степени откликается разупорядочением на воздействие деформации.

Гетерогенный характер фазового перехода порядок-беспорядок обусловлен особенностями процессов деформации, которые происходят локализованно. Действительно, появление заметного количества разупорядоченной фазы при небольших деформациях может быть понято только, исходя из представлений о локализации деформации. Можно полагать, что в областях, для которых характерны высокие значения локальных сдвигов, образуются высокие концентрации деформационных дефектов (дислокаций, точечных дефектов, антифазных границ, дефектов упаковки и др.). Их совокупное действие способно вызвать понижение параметра дальнего порядка до критического значения, ниже которого происходит спонтанное уменьшение дальнего порядка до нулевого значения.

В настоящей работе сформулированы математические модели разрушения дальнего порядка в сплавах со сверхструктурой  $L1_2$ , обусловленное пластической деформацией для следующих механизмов, связанных с возникновением в упорядоченном сплаве сверхдислокаций, деформационных антифазных границ и генерацией точечных дефектов в процессе пластической деформации:

- 1) накопление сверхдислокаций,
- 2) накопление одиночных дислокаций,
- 3) размножение термических антифазных границ,
- 4) размножение антифазных границ при переползании дислокаций,
- 5) образование трубок антифазных границ на сверхдислокациях,
- 6) накопление точечных дефектов,
- 7) накоплением дислокационных стенок.

В различных сплавах указанные механизмы будут проявляться в разной степени и, возможно, приводить к различным зависимостям дальнего порядка от степени деформации. Наибольший вклад в разрушение дальнего порядка дают одиночные дислокации и механизм накопления трубок антифазных границ, и тем существенней их роль, чем меньше энергия упорядочения сплава.



## К МЕХАНИЗМУ ВЯЗКОХРУПКОГО ПЕРЕХОДА В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА

Семенов Я.С.

*Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Якутск-7*  
0322@aport.ru

Проблема вязкохрупкого перехода, частный случай которого - хладноломкость, все еще является недостаточно решенной из-за отсутствия практической теории.

Известно, что вязкохрупкий переход (хладноломкость) во многом зависит от типа химической связи между компонентами сталей и сплавов. Поэтому выявление влияния «вредных» примесей *Si* и *Ge* на электронную структуру в окрестностях критических температур ВХП может дать основания для получения микромеханизма вязкохрупкого перехода.

Образцы для исследований готовили по общепринятой методике из сплавов систем *Fe-Si*, *Fe-Ge*, *Fe-Ni*, образующих твердые растворы замещения.

Мессбауэровские спектры были получены в зависимости от концентрации и температуры. По значениям вероятности эффекта Мессбауэра были вычислены среднеквадратичные отклонения атомов в узлах кристаллической решетки и силовые постоянные в зависимости от концентрации и температуры.

Полученные результаты, как концентрационной, так и температурной зависимостей среднеквадратичного отклонения и силовых постоянных кристаллической решетки показывают, что хрупкому состоянию соответствуют малые среднеквадратичные отклонения с большими силовыми постоянными и наоборот при вязком состоянии. Это вызвано тем, что при  $T_{кр}$  возникают («обрываются») химические связи с короткой длиной (*p-d*).

Таким образом, можно заключить, что существует единый механизм ВХП, заключающийся в нарушении порядка в электронной структуре, ответственной за химическую связь. Это восстановление либо разрушение направленной составляющей химической связи при критических температурах ВХП  $T_{кр}$  или так называемая вигнеровская «кристаллизация» валентных электронных состояний.

## МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ TiNi ПРИ ТЕПЛОСМЕНАХ И ЗАДАННОЙ ЖЕСТКОСТИ КОНТРЕЛА

Хусаинов М.А., Волнянская О.Ю.

*Новгородский государственный университет, В. Новгород, Россия*  
vestnik@novsu.ac.ru

Перспективы применения сплавов с памятью формы в качестве рабочих элементов требуют тщательного изучения механического поведения сплавов в изотермических и термоциклических условиях при различных степенях жесткости. Анализ работ, посвященных этим вопросам позволяет получить четкое представление о термоупругом характере превращений в сплавах TiNi, их способности накапливать необратимые деформации, генерировать и релаксировать реактивные напряжения при нагревах и соответственно охлаждениях, формировать многократнообратимую память формы и др. Точно такими же признаками обладают сплавы при теплосменах и в неполном интервале мартенситных превращений (МП). Однако кинетике формоизменения гистерезисов малых петель во взаимосвязи с кривыми гистерезиса полного интервала МП, в условиях противодействия упругого тела, ранее не уделялось должного внимания.

В настоящем сообщении приводятся результаты исследования функционально-механических свойств сплавов, гистерезисов их превращения и стабилизации мартенситной структуры в процессе теплосмен и действия контртела.

Исследования проводились на двух сплавах  $Ti_{49.7}Ni_{50.3}$  и  $Ti_{50}Ni_{50}$  с температурами МП:

$M_H=16^\circ C$ ;  $M_K=12^\circ C$ ;  $T_R=32^\circ C$ ;  $A_H=46^\circ C$ ;  $A_K=50^\circ C$

$M_H=42^\circ C$ ;  $M_K=31^\circ C$ ;  $A_H=70^\circ C$ ;  $A_K=81^\circ C$  соответственно.

Показано, что уменьшение ширины петли гистерезиса в полном интервале температур ( $\Delta T^n$ ) при термоциклировании приводит к одновременному сужению малых петель. Этот процесс естественным образом связан с релаксацией реактивных напряжений, особенно на первых 5-20 циклах. Циклическая обработка предварительно деформированных образцов на величину ( $\epsilon$ ) в условиях жесткости системы  $K \rightarrow \infty$  повышает уровень реактивных напряжений и существенно сокращает неустойчивую стадию изменения свойств памяти формы. В результате обеспечивается стабильная работоспособность устройства или механизма непосредственно после 3-4 цикла в течение последующих  $2 \cdot 10^4$  и более термоциклов. При этом формирование многократнообратимой памяти формы в указанных сплавах повышает устойчивость структуры и надежность в выполнении заданных функций на этапах нагрева и охлаждения.

Полученные результаты использовались для оптимизации функциональных свойств, при создании нового класса термореле с использованием сплавов с памятью формы.

## ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА НА ПЛАСТИЧНОСТЬ МОЛЕКУЛЯРНЫХ МАГНЕТИКОВ

Осипьян Ю.А., Моргунов Р.Б., Баскаков А.А., Шмурак С.З.,  
\*Овчаренко В.И., \*Фокин С.В.

*Институт физики твердого тела РАН, Черногловка, Россия*  
morgunov@issp.ac.ru

*\*Международный томографический центр СО РАН, Новосибирск, Россия*

Возможности, предоставляемые современной химией, позволяют создавать кристаллы с заданным распределением спиновой плотности в кристаллической решетке. Как правило, этот факт используется только для управления магнитными свойствами материалов [1], однако, на наш взгляд, он интересен и в более широком материаловедческом аспекте. Наряду с магнитной восприимчивостью (температурная зависимость которой до сих пор являлась основным критерием оценки качества синтезированного материала), большой интерес представляет совокупность других физических свойств – механических, оптических, электрических. Поэтому цель настоящей работы заключалась в попытке установления взаимосвязи между внутримолекулярными спиновыми переходами и пластичностью новых молекулярных магнетиков.

Отметим, что большинство экспериментов в области молекулярного магнетизма выполняется на порошках. В настоящей работе исследовали физические свойства сравнительно крупных ( $2 \times 2 \times 3$  мм<sup>3</sup>) молекулярных гетероспиновых монокристаллов нового соединения гексафторацетилацетоната меди  $\text{Cu}(\text{hfac})_2$  и нитронилнитроксид на основе спин-меченного пиразола  $\text{L}^{\text{Et}}$  [2]. Главной особенностью выбранного соединения в твердой фазе является смена знака обменного взаимодействия в парамагнитных триадах  $\text{L}^{\text{Et}} - \text{Cu}^{2+} - \text{L}^{\text{Et}}$ , приводящая к магнитному фазовому переходу, выявленному по скачкообразному изменению величины магнитного момента образца при температуре  $T^* = 220$  К [2]. Обнаружено, что понижение температуры до  $T^*$  приводит к скачкообразному изменению ряда физических свойств: двукратному увеличению микротвердости кристаллов, появлению немонотонных вариаций коэффициента линейного расширения, уменьшению  $g$ -фактора линии электронного парамагнитного резонанса ионов  $\text{Cu}^{2+}$  на 2 % и изменению температурной зависимости ее ширины. Принципиальное значение для интерпретации этих эффектов имеет то, что по данным рентгеноструктурного анализа [2] симметрия кристаллической решетки  $C2/c$  и межмолекулярные расстояния остаются постоянными при фазовом переходе. Это позволяет предполагать, что основной причиной резкого скачка пластичности является изменение жесткости внутримолекулярных связей, вызванное переходом парамагнитных триад из низкоспинового в высокоспиновое состояние, а не смена механизма пластической деформации. Таким образом, полученные результаты показывают, что термически индуцированное изменение внутримолекулярных расстояний и вызванное им изменение перекрытия волновых функций парамагнитных атомов внутри молекул существенно влияют на пластичность молекулярных магнетиков.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проекты № 01-03-42501 и № 01-02-06307).*

1. Molecular magnetism, Edited by Koichi Itoh and Minoru Kinoshita, Gordon and Breach Science Publishers, Tokyo, 2000.
2. Овчаренко В.И., Фокин С.В., Романенко Г.В., Шведенков Ю.Г., Икорский В.Н., Третьяков Е.В., Василевский С.Ф., Журнал Структурной химии, 2002, Т.41, N1.

# МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ, ИМПЛАНТИРОВАННЫХ ГЕЛИЕМ И НАПЫЛЕННЫХ БЕРИЛЛИЕМ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ

Кадыржанов К.К., Максимкин О.П.

*Институт ядерной физики НЯЦ РК, Алматы*  
kovalchuk@inp.kz

Приведены и обсуждаются результаты экспериментов, направленных на выяснение условий фазово-структурной стабильности, а также выявление закономерностей и механизмов формирования механических свойств нержавеющей аустенитных хромоникелевых и марганцовистых сталей, подвергнутых облучению высокоэнергетическими ядерными частицами и термическим воздействиям. Анализируется влияние фазово-структурных превращений на радиационное упрочнение и охрупчивание сталей, используемых в атомной энергетике.

Обсуждаются эффекты изменения экспериментально определяемых «истинных» значений критических напряжений и особенности зарождения  $\alpha'$ -фазы в деформируемых сталях X18H9T, 12X18H10T, X15AG14 в зависимости от температуры и скорости деформации, типа и флюенса бомбардирующих частиц.

Методами просвечивающей электронной микроскопии и калориметрии изучена эволюция дефектной структуры сталей и связанные с ней процессы рассеяния и накопления энергии при статическом растяжении исходных и облученных образцов стали 12X18H10T. Показано, что образование  $\alpha'$ -мартенсита происходит на строго определенной стадии пластической деформации и только после того, как в решетке аккумулируется критическая для данных условий энергия  $E_s$ . На основании анализа этих данных предложено аппроксимировать кинетическую кривую накопления мартенситной фазы уравнением  $M_\phi = C \exp(nE_s)$  ( $M_\phi$  – объемная доля мартенситной фазы,  $C$  и  $n$  – постоянные), которое для случая облученных метастабильных сталей более корректно, чем известные деформационные зависимости.

Анализируется влияние облучения на морфологию мартенситной структуры, кинетические параметры  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращения и тепловые эффекты, сопровождающие бездиффузионный фазовый переход.

В связи с проблемой создания радиационноустойчивых покрытий конструкционных реакторных материалов с применением методов мессбауэровской спектроскопии и рентгеноструктурного анализа изучено образование мартенситной  $\alpha'$ -фазы по глубине проникновения  $Ve$  в нержавеющую сталь X18H9T, подвергнутую высоко-температурному отжигу.

Обнаруженные эффекты обсуждаются с точки зрения изменений полей внутренних напряжений в результате термического и радиационного воздействия.

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ

Неклюдов И.М., Воеводин В.Н, Паршин А.М.\* , Камышанченко Н.В.\*\*

ИФТТМТ ННЦ ХФТИ, г.Харьков,  
neklyudov@kipt.kharkov.ua

\*Государственный технический университет, Санкт-Петербург,  
tvg@admiral.ru

\*\*Белгородский госуниверситет, Белгород

Приводятся результаты систематических исследований процессов распада твердого раствора, зарождения и эволюции выделений вторых фаз в многокомпонентных нержавеющей сталей аустенитного (типа X16N15, X18N10) и ферритного (типа 10X9МБФР) классов и сплавах (на основе циркония и хрома) в процессе облучения в реакторных и имитационных условиях.

Рассмотрены особенности образования и эволюции выделений вторых фаз в этих материалах, поведение дислокационной структуры и роль сегрегационных процессов при облучении. Предложена модель фазовой стабильности в сталях и сплавах при облучении.

Формирование в облученных материалах потоков подвижных точечных дефектов в результате проявления обратного эффекта Киркендалла приводит к перераспределению элементов гомогенного твердого раствора и изменению компонентного и примесного состава облучаемых материалов в результате радиационно-индуцированной сегрегации на системе динамически эволюционирующих стоков. В результате этого имеет место модификация фаз, существовавших в сталях и сплавах перед облучением, и образование новых неравновесных выделений.

Наиболее стабильными в процессе облучения являются выделения, обладающие хорошим кристаллографическим сопряжением с матрицей. Состав некогерентного выделения в процессе облучения изменяется. С ростом дозы некогерентное выделение либо растворяется, либо трансформируется в выделение с малой степенью некогерентности.

Показано, что одним из эффективных путей повышения радиационной стойкости сталей и сплавов является создание с помощью соответствующего микролегирования условий развитого, непрерывного, однородного распада их твердого раствора при облучении с сильно выраженным инкубационным периодом и определённой величиной объёмной дилатации на границе раздела “предвыделение – матрица”.

Установлена возможность создания микролегированием элементами с определённым соотношением атомных радиусов в материалах устойчивых центров рекомбинации точечных дефектов переменной полярности, существенно повышающих их радиационную стойкость.

## ОЦЕНКА НИЖНЕЙ ГРАНИЦЫ ТЕМПЕРАТУРЫ НАЧАЛА $\gamma$ - $\alpha$ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЧИСТОМ ЖЕЛЕЗЕ И В СПЛАВАХ FeNi

Кащенко М.П., Семеновых А.Г., Чащина В.Г.

Уральский государственный лесотехнический университет, Екатеринбург  
mpk@usfea.ru

На основе представлений о ведущем вкладе энергии 3d-электронов в стабильность  $\gamma$  (ГЦК) и  $\alpha$  (ОЦК) фаз предлагается интерпретация минимальной температуры начала  $\gamma$ - $\alpha$  мартенситного превращения в чистом железе и в сплавах на его основе (на примере системы FeNi). При понижении температуры уменьшается параметр решетки  $a_\gamma$ , ширина d-зоны возрастает, плотность состояний уменьшается, а уровень Ферми (химический потенциал) повышается. Поэтому большую стабильность при понижении температуры приобретает фаза, обладающая меньшим коэффициентом теплового расширения  $\beta$ . Для  $\gamma$  и  $\alpha$  фаз в сплавах на основе железа выполняется неравенство  $\beta_\gamma > \beta_\alpha$ , поэтому неудивительно, что с понижением температуры становится возможным выполнение условия  $\mu_\gamma > \mu_\alpha$ .

Используются данные обобщенной периодической системы элементов [1], позволяющие рассчитать ширину d-зоны чистого металла через эффективный радиус  $r_0$  его атома. Для железа, согласно [1], значение  $r_0 = r_{0(\text{Fe})} = 1,41 \text{ \AA}$  (этому значению соответствует параметр  $a_\gamma = 3,608 \text{ \AA}$ ). Условие  $r_{0\gamma} = r_{0(\text{Fe})}$  соответствует равенству объема элементарной ячейки  $\gamma$ -фазы железа учетверенному атомному объему, значит, величину  $a_\gamma = 3,608 \text{ \AA}$  следует рассматривать как наименьшую для параметра решетки  $\gamma$ -фазы железа, достижимую в процессе охлаждения. Поэтому можно ожидать, что температура, отвечающая равенству  $r_{0\gamma}$  и  $r_{0(\text{Fe})}$ , ограничивает снизу область существования  $\gamma$ -фазы чистого железа. Одновременно эта температура должна задавать и наименьшую возможную температуру начала  $\gamma$ - $\alpha$  мартенситного превращения в железе  $M_{s(\text{min})}$  при скоростном охлаждении. Известно [2], что температуре  $910^\circ \text{C}$  начала полиморфного  $\gamma$ - $\alpha$  превращения в железе соответствует параметр  $a_\gamma = 3,645 \text{ \AA}$ , а коэффициент  $\beta_\gamma$  для чистого железа равен  $27,7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . Тогда, из условия  $a_\gamma(M_{s(\text{min})}) = 3,608 \text{ \AA} = 3,645(1 - \beta(910 - M_{s(\text{min})})) \text{ \AA}$  находим  $M_{s(\text{min})} \approx 543,4^\circ \text{C}$ . Полученное значение хорошо согласуется с результатами работы [3] по скоростному охлаждению железа высокой степени чистоты, согласно которым нижнее значение  $M_s = 545^\circ \text{C}$ .

Подобная трактовка  $M_{s(\text{min})}$  оказывается конструктивной и для сплавов железа (как внедрения, так и замещения). Например, для сплавов  $\text{Fe}_{1-x}\text{Ni}_x$  минимальное значение параметра решетки для данного состава задается условием:  $a_{\gamma(\text{min})}^3(x)/4 = 4\pi[r_{\text{Fe}}^3(1-x) + xr_{\text{Ni}}^3]/3$ , где  $r_{\text{Ni}} = 1,38 \text{ \AA}$ . При отыскании  $M_{s(\text{min})}$  из условия  $a_\gamma(M_{s(\text{min})}) = a_{\gamma(\text{min})}$  для данного состава необходимо учитывать, что сплавы при  $x > 0,29$  обладают инварной аномалией (резкое снижение параметра  $\beta_\gamma$  за счет магнотрикссионного вклада в изменение объема). Отсюда ясно, почему небольшое изменение содержания Ni от 30% до 33% снижает  $M_s$  (от  $t \approx 0^\circ \text{C}$  до  $t \approx -273^\circ \text{C}$ ) на величину всего лишь в 2 раза меньшую по сравнению со снижением  $M_s$  (от  $t \approx 545^\circ \text{C}$  до  $t \approx 0^\circ \text{C}$ ) при значительном изменении концентрации Ni (от 0 до 30%).

1. Харрисон У. Электронная структура и свойства твердых тел. Т.2. М.: Мир, 1983. 334 с.
2. Каменецкая Д. С., Пилецкая И.Б., Ширяев В.И. Железо высокой степени чистоты. М.: Металлургия, 1978. 248 с.
3. Морозов О.П., Мирзаев Д.А., Штейнберг М.М. // ФММ, 1972, т. 34, № 4, с. 795-800.

## ИНИЦИАЦИЯ $\gamma$ - $\alpha$ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ МЕЗОСКОПИЧЕСКИМ УПРУГИМ ПОЛЕМ КРИСТОНА

Джемилев К.Н., Кащенко М.П.

*Уральский государственный лесотехнический университет, mpk@usfea.ru*

Мартенситное превращение из ГЦК ( $\gamma$ ) в ОЦК ( $\alpha$ ) фазу типично для сплавов на основе железа. Различают мартенсит охлаждения (МО), напряжения (МН) и деформации (МД). МД принято обозначать символом  $\alpha'$ . Во всех случаях процесс носит характер кооперативного смещения атомов. Это означает, что существует управляющий процесс, локализованный в области фронта растущего кристалла, несущий пороговую деформацию. В случае формирования МО управляющий процесс носит ярко выраженный волновой характер [1]. При инициации образования кристаллов  $\alpha'$ -мартенсита в качестве носителя пороговой деформации может выступать кристон [2]. В данной работе анализируется упругое поле в окрестности ядра кристона. Считается, что ядро кристона несет деформацию простого сдвига в полосе с границами (hhl) в направлении  $[112\bar{h}]$ . Структура ядра моделируется соответствующим геометрии сдвига набором параллельных призматических петель. Анализируется два случая: петли-«пластины», содержащие избыточный материал, и петли-«дырки». Расчет ведется для анизотропной среды. В качестве упругих модулей используются значения, характерные для  $\gamma$ -фазы сплава Fe-30%Ni при температурах выше температуры Кюри. Благоприятной для зарождения  $\alpha'$ -мартенсита в упругом поле кристона является область, в которой одновременно выполняются следующие условия: ориентировки пар собственных векторов  $\xi_1, \xi_2$  тензора деформации близки к  $[110]$  и  $[001]$  (направления растяжения и сжатия решетки  $\gamma$ -фазы), а значение модуля сдвига близко к максимальному. Интересно, что для достаточно широкого спектра значений  $h/l$  (ориентировок (hhl) границ полос сдвига) области с указанными свойствами локализуются около одной из границ полосы сдвига, причем направление сдвига, инициируемого упругим полем, оказывается устойчивым к изменению параметра  $h/l$ , оставаясь почти коллинеарным одному и тому же направлению  $[55\bar{7}]$ . Это означает, что распространение кристона должно инициировать формирование ансамбля кристаллов мартенсита с габитусами (557) одной и той же ориентировки вдоль полосы сдвига (такой ансамбль морфологически близок одной стопе пакетного мартенсита охлаждения). Заметим, что в случае температур вблизи нижней границы диапазона реализации  $\gamma$ - $\alpha'$  превращения кристаллы подобного ансамбля могут формироваться в волновом режиме как кристаллы МН, так как генерация управляющих волн [1] в направлениях  $[110]$  и  $[001]$  приводит к габитусам близким (557). В случае температур, примыкающих к верхней границы диапазона (близких к температуре  $T_0$  равновесия фаз), аналогичный ансамбль может формироваться за счет процессов пластической деформации при сдвигах (557)  $[55\bar{7}]$ . В связи с этим не исключено, что наблюдающийся при охлаждении среднеуглеродистых сталей симбиоз кристаллов с габитусами (225) и (557), при котором ансамбль (557)-кристаллов примыкает к (225)-кристаллу, имеет сходный механизм формирования. Если деформация внутри ядра кристона стимулирует формирование мартенсита в полосе сдвига, то аналогия с упомянутым симбиозом кристаллов будет более полной.

1. Кащенко М. П. Волновая модель роста мартенсита при  $\gamma$ - $\alpha$  превращении в сплавах на основе железа. - Екатеринбург.: УИФ "Наука", 1993. -224 с.
2. Кащенко М.П., Летучев В.В., Теплякова Л.А., Яблонская Т.Н. //ФММ. 1996. Т. 82, Вып.4. С.10-21.

## ВЛИЯНИЕ АНТИФЕРРОМАГНИТНОГО ПЕРЕХОДА И ПЕРЕМЕННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМА И СПЛАВА ВХ-2К

Неклюдов И.М. , Соколенко В.И. , Стародубов Я.Д.

*Национальный Научный Центр «Харьковский физико-технический институт»*  
neklyudov@kipt.kharkov.ua

Известно, что при  $T < 320$  К в хроме протекают два магнитных превращения. При температуре Нееля ( $T_N \approx 310$  К) происходит превращение из пара- в антиферромагнитное состояние  $AF_1$ , а при температуре  $T_{sf}$  – ориентационный магнитный переход из модификации  $AF_1$  в антиферромагнитную модификацию  $AF_2$ . Согласно [1,2], наличие магнитной структуры и ее изменение под действием различных факторов может оказать существенное влияние на механические свойства магнитоупорядочивающихся металлов, в частности, антиферромагнетиков. В связи с этим нами проводилось изучение многократных фазовых переходов хрома из парамагнитного состояния в  $AF_2$  и обратно, а также влияние магнитных полей на прочностные характеристики и пластичность монокристаллов хрома и сплава ВХ-2К (Cr – 98,5; La – 0,3-0,4; Ta – 0,2-0,3; V – 0,4-0,5 вес.%).

Монокристаллы хрома с осью сжатия [110] подвергались многократному (300 циклов) термоциклированию по схеме  $77 \leftrightarrow 373$  К со скоростью 100 град/с. В процессе одного цикла образцы претерпевали переход из парамагнитного в  $AF_1$  и в  $AF_2$  состояние и обратно. Установлено, что такое воздействие вызывает увеличение запаса пластичности в области вязко-хрупкого перехода и приводит к снижению  $T_x$  на 20 К. Проведенные эксперименты позволяют заключить, что многократные фазовые переходы в хроме в указанном интервале температур влияют на распределение внутренних напряжений и приводят к частичной релаксации концентраторов напряжений, являющихся одним из источников возникновения трещин.

Предварительное воздействие на образцы из сплава ВХ-2К переменным магнитным полем ( $H = 1,3$  кЭ,  $f = 50$  Гц) при 77 К в течение 30 минут приводит к незначительному снижению их прочностных характеристик и к увеличению относительного удлинения с 16 до 32 %. Такое влияние воздействия магнитным полем, вероятнее всего, связано с релаксацией напряжений в местах их концентраций вследствие магнитострикционных эффектов. Согласно [3], магнитные фазовые переходы вызывают образование полидоменной структуры в антиферромагнитном состоянии, что может сопровождаться релаксацией напряжений путем микросдвиговой деформации, а также образованием доменов с двойниковыми ориентациями. Воздействие переменного магнитного поля реализует дополнительную микросдвиговую релаксацию концентраторов напряжений. Релаксация напряжений сопровождается возникновением свежих незакрепленных дислокаций, следствием чего и является наблюдаемые пластификация и уменьшение пределов упругости и текучести образцов, подвергнутых предварительному воздействию магнитного поля.

1. И.А. Гиндин, И.С. Лавриненко, И.М Неклюдов. ФФТ **16**, 1663 (1974).
2. В.К. Аксенов, И.А. Гиндин, Е.В. Карасева, Я.Д. Стародубов. ФНТ **4**, 1316 (1978).
3. Л.М. Бакланова. Изменение структуры и физических свойств при фазовых превращениях в хроме. Автореферат канд. дисс. Киев, 1979.



# ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОЧИСТОМ И МИКРОЛЕГИРОВАННОМ ЦИРКОНИИ

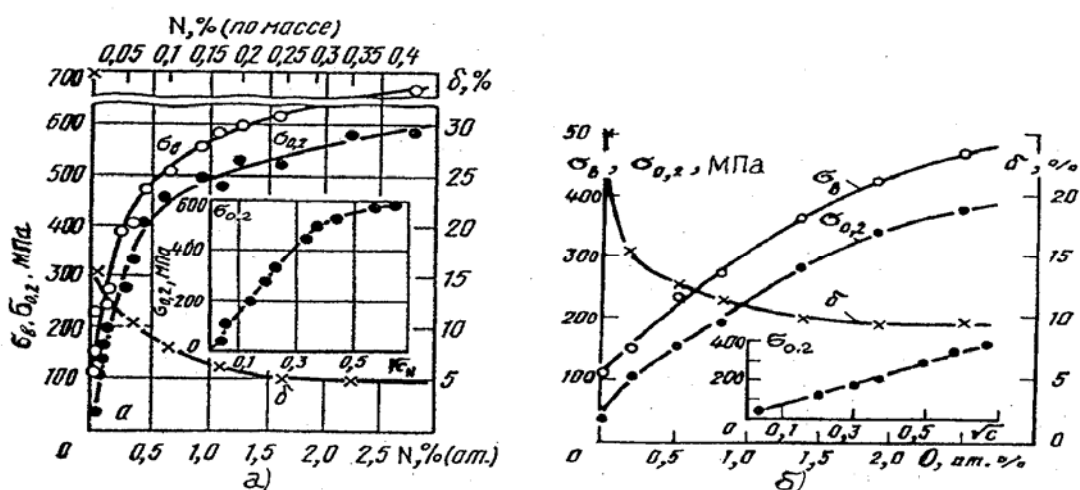
Ажажа В.М., Неклюдов И.М.

Национальный Научный Центр «Харьковский физико-технический институт»  
neklyudov@kipt.kharkov.ua

Комплексными физическими методами (электронно-лучевая плавка→йодидное рафинирование→перекристаллизация) получен цирконий высокой чистоты (99,995%). Исследования взаимодействия циркония с остаточными газами позволили получить практически важные результаты по усовершенствованию технологии кальциетермического циркония ядерной чистоты на стадиях сублимации фторидов циркония, проведения восстановительных и рафинирующих плавков.

На образцах такого металла исследованы в широкой области температур механизмы пластической деформации. Определены энергия активации и активационные объёмы, виды скольжения при различных температурах. Изучено влияние примесей кислорода, азота, редкоземельных элементов на физико-механические свойства, исследованы особенности  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -перехода циркония с различным содержанием примесей.

На рисунке представлены зависимости механических свойств циркония от содержания азота (а) и кислорода (б).



Видна очень сильная зависимость прочностных характеристик и пластичности от наличия в объёме металла азота и кислорода. Концентрационное упрочнение азотом  $\Delta\sigma/\Delta c$  составляет  $\sim 200$  МПа/%ат, а упрочнение кислородом в три раза меньше. При этом наблюдается линейная зависимость предела текучести циркония от корня квадратного из величины концентрации кислорода. Для азота такая линейная зависимость наблюдается до меньших концентраций.

Получены данные по влиянию легирующих элементов Y, Dy, La, Pr, Sc, Fe, Sn, Cu на физико-механические и коррозионные свойства и структуру микролегированного циркония.

## **ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ КРИОГЕННОМ ВОЛОЧЕНИИ СПЛАВА НИОБИЙ-ТИТАН НА ЕГО МЕХАНИЧЕСКИЕ И СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ СВОЙСТВА**

Волчок О.И., Лазарева М.Б., Оковит В.С., Стародубов Я.Д., Черный О.В.,  
Чиркина Л.А.

*Национальный Научный Центр  
«Харьковский физико-технический институт»  
vsokol@kipt.kharkov.ua*

Проведен сравнительный анализ склонности сплава ниобий-титан (НТ-50) к низкотемпературным мартенситным превращениям. Делается заключение о роли механических колебаний ультразвуковой частоты ( $f = 20$  кГц) при деформации волочением в формировании структуры с пониженным уровнем внутренних напряжений. Показана возможность обогащения структуры сплава Ti-содержащими фазами, образующимися по кинетике спонтанного мартенситного превращения. На основании существующей связи между величиной модуля сдвига и содержанием Ti в  $\beta$ -твердом растворе сделана оценка степени распада  $\beta$ -фазы при криогенном (77 К) волочении в ультразвуковом поле и без него. Установлено, что выявленные структурные особенности способствуют стабилизации  $\beta$ -твердого раствора при последующем глубоком охлаждении (до 4,2 К), проявляющейся в снижении полноты низкотемпературного мартенситного превращения, что приводит к повышению порога деградации критического тока и снижению степени деградации в широком интервале внешних механических нагрузок при 4,2 К.

## ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗО-КРЕМНИЙ

Медведев М.В., Глезер А.М.\*, Громов В.Е.

*\*Центральный научно-исследовательский институт черной  
металлургии имени И.П.Бардина, г. Москва  
Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк  
step@sibgiu.kemerovo.su*

В данной работе проведено исследование влияния различных легирующих элементов на модуль нормальной упругости  $E$  и предел текучести  $\sigma_{0,2}$  сплавов железа с 11 и 12 ат.%Si. В качестве третьего компонента использовались элементы-аналоги кремния (Al, Ga) и элементы-аналоги железа (Ni, Co, Cr, Mn, Nb).

Известно, что увеличение содержания Si в бинарном сплаве от 11 до 12 ат.% приводит к некоторому возрастанию величины  $E$ , что обусловлено эффектами атомного упорядочения, а легирование хромом практически не влияет на величину  $E$ . Легирование кобальтом увеличивает значение  $E$ , а легирование алюминием и особенно галлием – снижает. В принципе модуль упругости связан с величиной сил межатомного взаимодействия, которые для заданного набора компонентов сплава в свою очередь зависят от межатомного расстояния в кристаллической решетке.

При сравнении концентрационных зависимостей параметра решетки и модуля нормальной упругости, очевидно, что вид концентрационных зависимостей  $E$  определяется характером изменения межплоскостных расстояний при введении легирующего элемента. Увеличение параметра решетки достигается в случае легирования галлием, алюминием, ниобием, хромом и марганцем, причем наиболее резкое повышение наблюдается для тройных сплавов систем Fe-Si-Ga и Fe-Si-Al, то есть в случае тех элементов, которые вводились в сплав вместо кремния. Наиболее резкое увеличение параметра решетки вызывает ниобий. В случае легирования кобальтом наблюдается обратный эффект — уменьшение параметра решетки с ростом содержания легирующего элемента.

Повышение прочности сплавов системы Fe-Si-Nb, скорее всего, связано с дисперсными выделениями фазы  $Fe_2Nb$  при концентрации ниобия 1-3 ат.%.

## ВЛИЯНИЕ АЗОТА НА МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ С РАЗНОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ

Киреева И.В., Лузгинова Н.В., Чумляков Ю.И.

*Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия*  
chum@phys.tsu.ru

Экспериментально исследовано влияние легирования азотом на механизмы деформационного упрочнения монокристаллов аустенитных нержавеющей сталей с разной энергией дефекта упаковки  $\gamma_{\text{ду}}=0.02-0.08$  Дж/м<sup>2</sup> в зависимости от концентрации атомов азота, температуры испытания и ориентации оси кристаллов. Установлено, что легирование азотом приводит к понижению  $\gamma_{\text{ду}}$ , появлению ориентационной зависимости критических скалывающих напряжений  $\tau_{\text{кр}}$ , изменению типа дислокационной структуры от ячеистой в сталях без азота к планарной с плоскими скоплениями в сталях с азотом. При анализе коэффициента деформационного упрочнения (КДУ) и перехода типа дислокационной структуры от ячеистого к планарному учитывается изменение структуры скользящей дислокации в поле приложенных напряжений, величина сил трения  $\tau_{\text{F}}$  и  $\gamma_{\text{ду}}$ .

В ориентациях [-111], [001] сталей без азота обнаружен высокий КДУ, обусловленный взаимодействием нескольких систем скольжения при развитии ячеистой структуры. Легирование азотом принципиальным образом изменяет закономерности пластического поведения кривых течения и КДУ. В [-111] кристаллах при  $C_{\text{N}}=0.3-0.4$  мас.% независимо от  $\gamma_{\text{ду}}$  обнаружено падение КДУ относительно кристаллов без азота, которое связано с локализацией деформации в одной системе и изменением типа структуры от ячеистой в кристаллах без азота к планарной при их легировании азотом. Процессы поперечного скольжения в кристаллах данной ориентации затруднены из-за увеличения величины расщепления дислокаций в поле приложенных напряжений и достижения высоких сил трения  $\tau_{\text{F}}$  за счет легирования азотом. При  $C_{\text{N}}=0.5-0.7$  мас.% высокий КДУ в [-111] кристаллах связан с взаимодействием двойникования в нескольких системах.

В кристаллах [001] легирование азотом до  $C_{\text{N}}=0.3-0.4$  мас.% не приводит к принципиальному изменению вида кривых течения и КДУ относительно кристаллов без азота. Отсутствие зависимости КДУ от концентрации азота в данных кристаллах связано с подобием дислокационной структуры.

Сочетание низкой  $\gamma_{\text{ду}}$  и высокой концентрации атомов азота  $C_{\text{N}}=0.5-0.7$  мас.% в аустенитных нержавеющей сталях приводит к деформации двойникованием в [001] кристаллах при растяжении. В отличие от [-111] кристаллов, в которых двойникование реализуется по типу образования дефектов упаковки вычитания, в [001] кристаллах двойникование реализуется по типу дефектов упаковки внедрения. Взаимодействие двойникования и скольжения в данных кристаллах определяет высокий КДУ.

Развиты дислокационные модели, описывающие зарождение дефектов упаковки вычитания в [-111] кристаллах и дефектов упаковки внедрения в [001] кристаллах, основанные на идее скользящего источника двойников и потери устойчивости полной дислокации к расщеплению на частичные дислокации Шокли в поле внешних напряжений. Развитие двойникования в [001] и [-111] кристаллах позволяет по-новому анализировать высокие прочностные свойства поликристаллов аустенитных нержавеющей сталей, легированных азотом.

## ДЕФОРМАЦИОННЫЙ ОТКЛИК В СИСТЕМАХ МЕТАЛЛ-ВОДОРОД. ТЕОРИЯ И ЭКСПЕРИМЕНТ

Спивак Л.В., Скрябина Н.Е.

*Пермский государственный университет. Россия*  
magicflight@permonline.ru

В конце 70-х годов японская группа ученых (Matsui H, Kimura H, Mariya H) провела серию экспериментов по деформации сверхчистого железа (моно- и поликристаллы) с одновременным электролитическим введением в металл водорода.

Оказалось, что если на каком-то этапе пластического деформирования начать насыщение железа водородом, то практически сразу же, вслед за этим, происходит резкое снижение напряжения течения  $\tau$ . Усилие, необходимое для пластической деформации металла, уменьшается особенно остро в первые моменты такого воздействия. Прекращение насыщения водородом, возвращает напряжение пластического течения материала к близкому первоначальному значению. Установленные в этих работах эффекты можно было целиком отнести только за счет изменения свойств железа в условиях совместного действия активной деформации и сверхравновесной концентрации водорода.

Все попытки объяснить такое поведение железа осуществлялись в рамках традиционной дислокационной парадигмы: введение водорода неким образом облегчает движение дислокаций. При этом, что потом окажется немаловажным, было обращено внимание на существование некоторого критического значения плотности катодного тока, ниже которого эффекты снижения напряжения течения отсутствуют. Последующие годы характеризовались активными исследованиями в этом направлении, что позволило получить обширный экспериментальный материал. Однако принципиально новых теоретических положений для его объяснения предложено не было. Дислокационный механизм снижения напряжения течения в тех или иных вариантах по-прежнему предлагался для объяснения этого необычного феномена. Элементарная теория дислокаций связывает напряжение течения при пластической деформации,  $\tau$ , длину свободного пробега дислокации  $L$ , вектор сдвига, вектор Бюргерса  $b$ , плотность дислокаций  $\rho$  и относительную деформацию  $\gamma$  следующими соотношениями:

$$\tau = k(\gamma b/L)^{1/2} \quad \text{или} \quad \tau = \frac{1}{2} G b \rho^{1/2}.$$

Из этих соотношений видно, что снижение напряжения течения может быть обусловлено либо облегчением движения дислокаций (увеличение длины свободного пробега  $L$ ) по тому или иному механизму, либо облегчением их образования (увеличение плотности дислокаций  $\rho$ ). Поэтому современные дислокационные теории ускорения деформации при водородном воздействии и действии поля напряжений, в тех или иных вариантах, построены на влиянии водорода на  $L$  или  $\rho$ . На основе анализа результатов, полученных нами в последнее время, предлагается принципиально иной подход к объяснению наблюдаемых эффектов - снижение модуля сдвига  $G$  в содержащих водород металлах и сплавах. Последнее предполагает изменение фундаментальных свойств вещества, поскольку упругие константы опосредованно характеризуют силы межатомного (межмолекулярного) взаимодействия. С этих позиций рассматривается и более широкий круг вопросов, связанных с описанием деформационного поведения металлов при пластической деформации, в том числе и при фазовых переходах первого и второго рода.

*Авторы выражают признательность РФФИ (грант 01-02-96478-р2001урал) за поддержку исследований в этом направлении.*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ “IN-SITU”

Скворцова Н.П.

*Институт кристаллографии РАН, Москва*  
skvor@ns.crys.ras.ru

Проводится исследование высокотемпературной локализации пластической деформации, заключающейся в деформационном расслоении кристаллов при температурах выше  $0,5T_{пл}$  на локальные высокодеформированные области (полосы локализованного сдвига (ПЛС)) со сдвиговыми деформациями ( $\sim 10^3$ - $10^4\%$ ) внутри практически недеформированной матрицы. Образование кристаллографических сдвигов указанной величины происходит на стадии установившегося течения в отсутствие упрочнения (III стадия упрочнения) и связано с локальной потерей пластической устойчивости и резким уменьшением сопротивления деформированию материала. Систематическое и всестороннее исследование взаимосвязи пластической нестабильности и флуктуаций деформирующих напряжений и скорости сдвиговой деформации важно для понимания физической природы процесса образования локализованных сдвигов.

В данной работе выполнен статистический анализ квазипериодических колебаний деформирующих напряжений на деформационных кривых модельных кристаллов LiF (0,002 wt% Mg). Образцы деформировались вдоль направления [001] до больших степеней деформации с постоянной скоростью перемещения захватов порядка  $0,83 \times 10^{-6}$  м/с в интервале температур  $T=573$ - $1073$ К ( $0,5$ - $0,94T_{пл}$ ). Показано, что характеристики скачков деформирующих напряжений (амплитуда, время релаксации осцилляций, стартовые напряжения образования скачков) зависят от вида напряженного состояния, существенно возрастая при переходе от сжатия к растяжению. Определен экспоненциальный характер температурных зависимостей параметров флуктуаций деформирующих напряжений. Параметры, описывающие скачкообразную высокотемпературную пластическую деформацию, коррелируют с дискретными изменениями деформационного рельефа и дислокационной микроструктуры в ПЛС деформированных образцов. То обстоятельство, что энергии активации процессов скачкообразной деформации и образования деформационного рельефа (ступеней сдвига в ПЛС) близки по значению, позволяет рассматривать подход к исследованию явления ПЛС, предложенный в данной работе, как изучение высокотемпературной локализации пластической деформации “in-situ”. Обсуждены возможные механизмы нестабильности пластической деформации в полосах сдвига.

## ЭФФЕКТЫ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ УСКОРЕННЫХ ВЗРЫВОМ ЧАСТИЦ ПОРОШКА НА МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПРЕГРАДЫ

В.И. Зельдович, И.В. Хомская, Н.Ю. Фролова, А.Э. Хейфец, С.М. Ушеренко\*

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*  
*\*НИИ импульсных процессов с ОП, Минск, Республика Беларусь*  
zeldovich@imp.uran.ru

Внедрение порошковых частиц различной природы (металлы, карбиды, нитриды и др.) в металлические преграды на расстояния, превышающие размер частиц более чем в 10 раз называют сверхглубоким прониканием. В работе [1] указаны условия, при которых реализуется этот процесс. Размер частиц должен составлять от нескольких десятков до сотен микрометров, скорость частиц – несколько сотен метров в секунду и более, время воздействия – несколько сотен микросекунд.

Металлографическим, электронно-микроскопическим, рентгеновским и локальным рентгеноспектральным методами анализа исследовали структурные изменения в железоникелевых сплавах (Н6, 10Н6, 20Н6, 45Н24, Н32) и в стали 30 с различными исходными структурами, вызванные действием высокоскоростного (~1 км/с) потока дисперсных (~60 мкм) частиц SiC и Cr. Разогнанные энергией взрыва частицы проникают в материал образцов на глубину в несколько десятков миллиметров. Структурные изменения в сплавах происходят под действием ударных волн во всем объеме образцов и непосредственно в каналах сверхглубокого проникания и вблизи них. Действие ударных волн характеризуется значительной неоднородностью на макро- и микроуровне. Ударная волна сопровождается специфической высокоскоростной деформацией, которая складывается из равномерной (во всем объеме образцов) и локализованной. Двойники в мартенсите, возникающие при равномерной деформации, чрезвычайно дисперсны, их минимальная толщина составляет 5-10 нм. Под действием давления в ударной волне возникают фазы высокого давления. В сплавах Н6, 10Н6 и 20Н6 обнаружены следы  $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  превращений, в сплавах 45Н24 и Н32 -  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращение, следовательно, величина фонового давления в отдельных участках образцов может достигать 8-12 ГПа [2]. Показано, что около проникающих частиц наблюдаются два случая структурных изменений, соответствующих двум типам каналов сверхглубокого проникания: «мощным» каналам и каналам без значительной деформации. На примере сплава Н32 с аустенитной структурой установлен волнообразный характер высокоскоростной деформации, вызванной действием ударных волн, и показано, что проникание по «мощным» каналам связано с особенностями этой деформации. Теоретический анализ предсказывает, что действие потока микроударников (частиц порошка) может приводить к возникновению в материале преграды специфических дефектов – короткоживущих протяженных несплошностей, по которым происходит проникание частиц. Обнаружено, что проникшие частицы измельчаются на два порядка, по сравнению с исходными, причем измельчение на один порядок происходит еще до попадания частиц в материал преграды, по-видимому, за счет их дробления при взрывной обработке.

1. Ушеренко С.М. Сверхглубокое проникание частиц в преграды и создание композиционных материалов. Минск: НИИ импульсных процессов, 1998. 209 с.
2. Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хомская И.В. и др. // ФММ. 2001. Т.91.№ 6. С.72-79.





## О РОЛИ МЕЖУЗЕЛЬНЫХ АТОМОВ В ПРОЦЕССАХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА

Скаков Ю.А.

Московский государственный институт стали и сплавов  
skakov@x-ray.misa.ac.ru

1. В работах Инденбома В.Л. и Орлова А.Н.(1960-1970 гг.) был предсказан и теоретически обоснован механизм пластической деформации с участием межузельных (МУ) атомов. В одной из первых публикаций (Письма в ЖЭТФ, 12, 526) было отмечено, что *межузельные атомы «по традиции не принимаются во внимание в физике пластичности..., в процессах диффузии определяющую роль приписывают вакансиям, а не межузельным атомам»*. Ожидалось участие межузельных атомов (или краудионов) при больших напряжениях, локальной деформации, при ударных воздействиях. Экспериментальные подтверждения были получены в работах Рожанского В.Н., Мышляева М.М. и их сотр. В последние годы действие МУ механизма пластической деформации наблюдали при исследовании микроиндентирования (Головин Ю.И., Тюрин А.И., 1994 и др.).

2. Предположение об участии МУ атомов в процессах химической диффузии высказывалось для объяснения аномально высокой скорости диффузии благородных металлов и переходных d-металлов в Ge, Pb и в других многовалентных металлах а также в редкоземельных металлах. Важно отметить, что в одной из систем этого типа (Y-Cu) было обнаружено образование твердого раствора внедрения (после закалки из жидкого состояния).

3. Механохимический синтез (МХС) при обработке смесей компонентов в виде порошков в высокоэнергетической шаровой мельнице надо представлять как наложение двух процессов, в каждом из которых действуют МУ атомы: *деформация* - рождение МУ атомов, и *гетеродиффузия* - движение МУ атомов под действием градиента химпотенциала, завершающееся их выходом к месту стока – вакансия, дислокация, граница зерна и т.п. Опыт исследований МХС, в том числе специально поставленные работы для доказательства определяющей роли в фазообразовании химической диффузии посредством точечных дефектов, убеждают в справедливости и продуктивности представлений о МУ механизме при интенсивной пластической деформации и в реальности МУ механизма диффузии.

А) Для ряда систем, по которым в литературе были найдены данные о парциальных коэффициентах гетеродиффузии, показано, что первой синтезируемой фазой оказывается химическое соединение на основе малоподвижного компонента в полном соответствии с равновесной фазовой диаграммой и взятым из литературы соотношением коэффициентов. Можно было заключить, что *синтез идет как процесс реактивной диффузии*, сохранение соотношения коэффициентов диффузии свидетельствовало о действии решеточного механизма.

Б) Оценка порядка величины коэффициента диффузии для реакции фазообразования проводилась по времени появления первого рефлекса новой фазы ( $NiTi_2$ ), принимая порядок размера кристалликов 0.01-0.1 мкм, получили  $\ln D \sim -13$ , что совпало с экстраполированным значением коэффициента диффузии золота в лантане для реакции аморфизации при отжиге диффузионной пары Au/La, температуры этих экспериментов  $< 100$  С. Система Au-La аналог упомянутой выше системе Cu-Y, поэтому можно считать реальным участие в диффузии МУ атомов.

В) *Процесс МХС требует непрерывной генерации* точечных дефектов, такими дефектами, как и в случае радиационного воздействия, являются МУ атомы.

## ПОЛУЧЕНИЕ СОВЕРШЕННОЙ КУБИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ В НИКЕЛЕ, ЛЕГИРОВАННОМ D-ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ

Д.П. Родионов, Ю.В. Хлебникова, И.В. Гервасьева, Б.К. Соколов  
*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*

Кубическая текстура первичной рекристаллизации  $\{100\}\langle 001\rangle$  в ГЦК-металлах при соблюдении ряда условий при прокатке и отжиге может быть достаточно совершенной и по своему характеру приближается к монокристалльному состоянию. Технология получения острой кубической текстуры отжига, которая в зарубежной литературе названа «биаксиальной текстурой» нашла свое применение в качестве подложек в композиции субстрат-ВТСП, запатентованной в Oak Ridge National Laboratory (США) как Rabbits-технология [1, 2]. Чистый никель с кубической текстурой оказался наиболее приемлемым материалом для субстрата из-за его достаточно высокой коррозионной стойкости при нагреве.

Однако низкие механические свойства никелевой ленты, а также тот факт, что никель является ферромагнетиком при криогенных температурах и при рабочих температурах сверхпроводника создает дополнительное магнитное поле, снижая допустимое значение критического тока в сверхпроводящем слое, стимулировали разработку сплавов на никелевой основе. Большинство d-переходных металлов, особенно тугоплавких, образуют широкие области ГЦК-твердого раствора с никелем. За счет легирования тугоплавкими металлами можно повысить механические свойства сплава и понизить точку Кюри до критических температур, сопоставимых с температурами эксплуатации сверхпроводника, или значительно понизить магнитную восприимчивость сплава, то есть сделать его слабым ферромагнетиком. Ограничением при легировании является понижение энергии упаковки (ЭДУ) сплава, которое может приводить к переходу текстуры деформации от типа С-«меди» к типу В-«латуни» и, как следствие, к нарушению острой кубической текстуры рекристаллизации.

В работе исследованы разбавленные и концентрированные никелевые сплавы с различным содержанием Cr (2÷22 ат.%), W (2÷20 ат.%), V (2÷10 ат.%), Mo (2÷14,5 ат.%), а также сплав Ni-11 ат.% Al.

Показано, что легирование никеля элементами W, Mo, Al, V, Cr приводит к значительному упрочнению отожженной ленты (элементы расположены в порядке уменьшения интенсивности упрочнения). В сплавах Ni-10,1 ат.%V и Ni-11 ат.%Cr точка Кюри ниже 50 К, а их текстура после холодной деформации и отжига 900÷1100°C – совершенная кубическая текстура с содержанием ориентировки  $\{100\}\langle 001\rangle \sim 95\div 98\%$  и рассеянием в плоскости ленты 5÷8°. Во всех исследованных разбавленных сплавах (2÷5 ат.% легирующего элемента) наблюдается повышение устойчивости кубической текстуры к вторичной рекристаллизации ~ на 100°C [3].

Экспериментально установлена граница легирования в ГЦК-сплавах Ni-Cr, когда изменение текстуры деформации в сплаве не позволяет получить острую кубическую текстуру рекристаллизации при последующем отжиге. Эта граница соответствует ~15 ат.% Cr.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 01-03-32506.*

1. Eickemeyer J., Seebmann D., Opitz R., et. al. Nickel-refractory metal substrate tapes with high cube texture stability. – Supercond. Sci. Technol., 2001, **14**, p. 152-159.
2. Norton D.P., Goyal A., Budai J.D., et. al. Epitaxial  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$  on Biaxially Textured Nickel (001): An Approach to Superconducting Tapes with High Critical Current Density. – Science, 1996, **274**, p.755-757.
3. Родионов Д.П., Гервасьева И.В., Хлебникова Ю.В., Соколов Б.К. Влияние легирования на формирование кубической текстуры в никелевых сплавах. // ФММ, 2001, Т.92, Вып.3, С. 24-32.

## ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ПАРАМЕТРЫ СТРУКТУРЫ ЖЕЛЕЗА И КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 30Г2Р

Дегтярев М.В., Чашухина Т.И., Воронова Л.М., Пацелов А.М.

*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург*

phym@imp.uran.ru

Железо чистотой 99,97% и конструкционную сталь 30Г2Р деформировали сдвигом под давлением 6 и 9 ГПа, соответственно. Истинная логарифмическая деформация изменялась в интервале от 0 до  $\epsilon=9$  для железа и до  $\epsilon=6$  для стали. Образцы перед деформацией имели диаметр 5 мм и толщину 0,3 мм.

Твердость исследованных материалов непрерывно возрастает с увеличением степени деформации. Кривые деформационного упрочнения железа и стали можно разделить на стадии с различными коэффициентами упрочнения. Каждой стадии соответствует определенный тип субструктуры. В чистом железе можно выделить три стадии. При  $1 < \epsilon < 4$  структура ячеистого типа с малоугловыми разориентировками. При  $\epsilon > 6$  структура субмикроструктурная с высокоугловыми разориентировками отдельных микрокристаллитов. При  $4 < \epsilon < 6$  структура образована как ячейками, так и микрокристаллитами. В стали 30Г2Р выявляются две стадии – ячеистой и субмикроструктурной структуры, а качественное изменение структуры происходит вблизи  $\epsilon=3,5$ . Отличием ячеистой структуры в стали является то, что часть границ ячеек имеет большеугловую локальную разориентировку.

При деформации на всех стадиях происходит непрерывное измельчение элементов субструктуры. По изменению коэффициента измельчения выделены стадии, которые оказались совпадающими со стадиями упрочнения и изменения структуры. Наибольший коэффициент измельчения в железе соответствует стадии ячеистой структуры - 0,5мкм/единицу логарифмической деформации. При наличии как малоугловых, так и высокоугловых разориентировок (первая стадия в стали и вторая в железе) коэффициент измельчения составляет 0,1-0,2. На стадии субмикроструктурной структуры коэффициент измельчения 0,02-0,04.

Смена типа субструктуры сопровождается изменением текстуры. При деформационном измельчении ячеистой субструктуры происходит усиление аксиальной текстуры. Наиболее острая текстура в железе соответствует второй стадии упрочнения. На третьей стадии текстура ослабляется и состояние материала приближается к бестекстурному. В стали текстура меняется сложным образом, но при деформации выше  $\epsilon=5$  материал возвращается в бестекстурное состояние.

При деформации изменяется период решетки. В железе он снижается на первой стадии деформации, а при последующей деформации возрастает, возвращаясь к исходному значению. В стали на стадии ячеистой структуры период решетки изменяется, проходя через минимальное значение. При переходе структуры к субмикроструктурному состоянию период решетки такой же, как в недеформированной стали. При деформационном измельчении субмикроструктурной структуры период решетки стали 30Г2Р уменьшается.

Таким образом, в области больших деформаций сдвигом под давлением в чистом железе и конструкционной стали 30Г2Р продолжается деформационное упрочнение, измельчение микрокристаллитов, изменение периода кристаллической решетки и происходит разрушение текстуры, сформировавшейся на более ранней стадии деформации.

*Авторы благодарят В. П. Пилюгина за помощь в проведении эксперимента.*

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ-00-15-97419.*

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТАДИЙНОСТИ РАЗВИТИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛЕЙ МЕТОДОМ ТЕПЛОВОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Иванов А.М., Лукин Е.С.

Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Якутск,  
a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru, lukinmail@mail.ru

Рассматривается возможность анализа закономерностей пластической деформации и разрушения конструкционных сталей по тепловому излучению с использованием тепловизионной системы «Thermovision 550» и измерительно-вычислительного комплекса «Hewlett-Packard 3497A» с медь-константановой термопарой.

На основе комплексного подхода, сочетающего построение истинной диаграммы деформирования и изменение температуры деформируемого образца [1], проведено исследование стадийности процесса пластической деформации низколегированной стали, для которой характерен упругопластический вид деформирования.

Представлены результаты исследования деформирования и разрушения в условиях однородного и неоднородного напряженного состояний.

Показано, что стадийность упругопластического деформирования и развитие дефектной структуры в материале можно описать по зависимости изменения температуры от деформации, отражающей различный характер изменения температуры материала в зависимости от скорости деформации. Характерные участки на этой зависимости соответствуют основным стадиям деформационного упрочнения [2].

Установлены особенности в изменении температурного режима образца: стабилизация температуры на начальной стадии деформационного упрочнения; кратковременное понижение температуры на стадии предразрушения в зоне локализации пластических деформаций, характерное для случая вязкого разрушения упругопластического материала.

Отмечается влияние отжига и упрочнения предварительным нагружением на характер изменения температуры образца.

Приведены данные по исследованию влияния концентрации напряжений на характер изменения температурного режима. Отмечается локализация деформаций и соответственно теплового поля в зоне концентратора напряжений. Особенности в изменении температуры образца обусловлены наличием концентратора напряжений.

1. Иванов А.М., Лукин Е.С. В сб.: Актуальные проблемы прочности. Материалы XXXVI Международного семинара. Витебск, 2000. Ч.II. С. 586–589.
2. Трефилов В.И. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. М.: Металлургия, 1989. 256 с.

## СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЙ – ЛИТИЕВОГО СПЛАВА

Мышляев М.М., Камалов М.М.<sup>xx</sup>, Мышляева М.М.<sup>xx</sup>

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН*

<sup>xx</sup> *Институт физики твердого тела РАН*

myshlyae@issp.ac.ru

Изучено структурно-фазовое состояние прутков сплава Al-5.5%Mg-2.2%Li-0.12%, претерпевших равноканальное угловое прессование (РКУП) в разных условиях. Показано, что в процессе прессования образуется микрокристаллическая структура, причём более низким температурам прессования отвечают более мелкие зёрна. В большинстве зёрен формируется дислокационная субструктура, включающая ограниченные дислокационными границами субзёрна. Наиболее развитая субструктура формируется при прессовании при повышенных температурах, когда образуются более крупные зёрна.

Исследовано механическое поведение образцов из прессованных прутков с разным структурным состоянием. Для образцов каждого структурного состояния определены температурные и деформационно-скоростные условия для достижения максимальных деформаций до разрушения. Показано, что образцам с развитой субструктурой отвечает сверхпластическое течение. Вопреки ожиданию, пластичность образцов с наименьшим размером зёрен оказалась низкой.

Установлено, что максимальная сверхпластическая деформация (СПД) до разрушения отвечает образцам из прутков, претерпевших 10 - кратное прессование при 370°C. Ей отвечает скорость деформации  $\sim 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  при 370°C. Наибольшее её значение составило  $\sim 1900\%$ .

Изучено механическое поведение сплава в условиях СПД. Установлена стадийность протекания СПД. Получены зависимости скорости истинной деформации от температуры и истинных напряжений и деформаций для стадии деформационного упрочнения и стадии разупрочнения. Определены параметры, характеризующие СПД на этих стадиях: энергии активации,  $n$  и  $m$ . Показано, условным деформациям сплава отвечают значения до  $\sim 1900\%$  и для обеих стадий  $n \approx 2$  и  $m \approx 0,45$ , что действительно отвечает сверхпластичности.

Установлено, деформация на стадии упрочнения протекает со скоростью  $\sim 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  и контролируется самодиффузией в объёме зёрен, что характерно для СПД за счёт внутризёрненного скольжения. Ей отвечает динамическая рекристаллизация «на месте» (или динамическая рекристаллизация на уровне субзёрен).

Установлено, на стадии разупрочнения деформация протекает со скоростью  $\sim 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  и контролируется самодиффузией по границам зёрен, что типично для СПД мелкозёрненных материалов, обусловленной скольжением по границам зёрен.

Изучено структурное поведение в условиях СПД. Получены данные, которые свидетельствуют о внутризёрненном скольжении на первой стадии и о протекании динамической рекристаллизации с участием скольжения по границам зёрен и миграции их границ на последней стадии. Эти данные находятся в согласии с полученными значениями энергий активации.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты № 01-02-16505, № 02-02-81021).*

## ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛА ПРИ РАЗДЕЛЬНОМ НАГРУЖЕНИИ НОРМАЛЬНОМ И СВЕРХПРОВОДЯЩЕМ СОСТОЯНИЯХ

Крыловский В.С., Лебедев В.П., Пинто Симоес В.М., Савич С.В.  
*Физический факультет, Харьковский национальный университет, Украина*  
Vladimir.S.Krylovskiy@univer.kharkov.ua

В отличие от общепринятых схем эксперимента по изучению электронной вязкости в сверхпроводниках с использованием периодического включения и выключения внешнего магнитного поля и измерением величины одиночного скачка разупрочнения  $\delta\tau_{nc}$ ,  $\delta\sigma_{nc}$  в работе использовали методику деформирования образца только в одном из состояний – нормальном или сверхпроводящем.

Исследования проводили на моно- и поликристаллах свинца и сплавов Pb – x ат.% In (x = 0-10).

Деформирование образцов с фиксированной плотностью нормальных электронов всегда сопровождается более высоким коэффициентом упрочнения  $\theta_c > \theta_n$  и более высоким уровнем деформирующего напряжения в сверхпроводящем состоянии по сравнению с нормальным ( $\tau_c - \tau_n$ ,  $\sigma_c - \sigma_n$ )  $> 0$  при средних и больших степенях деформации. На пределе текучести и вблизи него ( $\gamma < 10 - 15\%$ ,  $\varepsilon < 5 - 10\%$ ) имела место инверсия кривых  $\tau(\gamma)$ ,  $\sigma(\varepsilon)$  на величину  $\delta\tau_{nc}$ ,  $\delta\sigma_{nc}$ . С ростом степени деформации из-за различия в коэффициентах упрочнения появляется превышение  $\tau_c > \tau_n$ ,  $\sigma_c > \sigma_n$ . Дополнительный прирост деформирующего напряжения возрастает линейно в зависимости от  $\gamma$ ,  $\varepsilon$  и стремится к насыщению вблизи предела прочности.

Сопоставление абсолютных значений дополнительного упрочнения и одиночного скачка напряжения при смене состояний металла может быть оценено как  $(\tau_c - \tau_n) / \delta\tau_{nc} \cong 15$ ;  $(\sigma_c - \sigma_n) / \delta\sigma_{nc} \cong 10$ . Это соотношение сохраняется для широкого интервала деформаций.

Для характеристики концентрации структурных дефектов, образующихся в моно- и поликристаллах свинца (99,9992%) при деформировании в каждом из состояний использовали остаточное электросопротивление  $\rho$ . Абсолютное различие в приростах удельного электросопротивления ( $\rho_c - \rho_n$ ) всегда положительно и возрастает с увеличением  $\varepsilon$ . Относительная величина  $(\rho_c - \rho_n) / \rho_n \cong 0,1 - 0,15$  как для моно-, так и для поликристалла во всем интервале деформаций. Для поликристаллического свинца с примесью индия  $< 1$  ат.% наблюдали те же закономерности, что и для чистого материала. Отжиговые эксперименты, выполненные на образцах, деформированных в различных состояниях, позволяют сделать вывод, что более высокий уровень  $\rho(\varepsilon)$  после деформации в сверхпроводящем состоянии в равной мере обусловлен как точечными, так и протяженными дефектами.

В предположении определяющего вклада в структурное упрочнение дислокаций и оценке их плотности по измеренным значениям  $\rho$  можно оценить дополнительное структурное упрочнение по модулю упрочнения для ГЦК-металлов  $\tau(\gamma) = \tau_0 + \alpha Gb(N_d)^{1/2}$ . Для образцов чистого свинца и металла с малыми добавками индия наблюдается линейная связь между величиной дополнительного прироста деформирующего напряжения и  $(\rho_c - \rho_n)^{1/2}$ .

Наиболее вероятной причиной образования избыточного количества дефектов кристаллической решетки и как следствие более высокого уровня деформирующего напряжения металла является снижение энергии образования точечных дефектов и дислокаций при изменении концентрации и энергетического спектра электронов в сверхпроводящем состоянии.

## ПРИРОДА АНОМАЛЬНОЙ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ УПОРЯДОЧЕННЫХ ЗОЛОТО-МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Земцова Н.Д., Перетурина И.А.  
Институт Физики Металлов, Екатеринбург  
Zemtsova@imp.uran.ru

Для упорядоченного сплава  $\text{Cu}_3\text{Au}$  известна **необратимая** положительная температурная зависимость предела текучести  $\sigma_{0,2}$ . Такая же **необратимая** зависимость обнаружена нами и для сплава  $\text{CuAu}$ .

Исходное состояние обоих сплавов характеризуется высокой степенью порядка, полученной путём медленного охлаждения рекристаллизованной структуры со скоростью 10 град/сутки до комнатной температуры. Электронно-микроскопическое исследование показало, что внутренняя структура доменов обоих сплавов в исходном состоянии является исключительно однородной, без каких-либо вариаций дифракционного контраста. Соответствующие структуре электронограммы – чёткие, с острыми сверхструктурными отражениями. В процессе нагрева фольг обоих сплавов в электронном микроскопе наблюдается изменение дифракционного контраста, свидетельствующее о формировании локальных разупорядоченных областей. Их появление обнаружено при температурах  $\sim 250^\circ\text{C}$  в обоих сплавах –  $\text{Cu}_3\text{Au}$  и  $\text{CuAu}$ . Размер разупорядоченных областей составляет 2-8 нм; расположение их в матрице достаточно равномерное. С повышением температуры плотность расположения локальных разупорядоченных нанобластей внутри доменов заметно возрастает, в то время как размер изменяется незначительно.

Дифракционные отражения от двух фаз  $L1_2 + A1$  в структуре сплава  $\text{Cu}_3\text{Au}$  удаётся зарегистрировать на электронограммах только при повышенных температурах, когда в меньшей степени, чем после закалки, проявляются упругие когерентные искажения решёток этих фаз.

Электронографическое доказательство реализации частичного разупорядочения при нагреве сплава  $\text{CuAu}$  получено от структуры, сформировавшейся в процессе закалки дисперсного двухфазного  $L1_0 + A1$  состояния. На электронограмме регистрируются отражения, принадлежащие только одной фазе  $L1_0$ , но имеющей две ориентации кристаллической решётки, в то время как исходное состояние было **монодоменным**. Изменение структуры произошло вследствие упорядочения разупорядоченных нанобластей в процессе закалки таким образом, что ось  $c$  тетрагональной кристаллической решётки оказалась повернутой  $\sim$  на  $90^\circ$  по отношению к  $c$  оси областей, не испытывавших разупорядочения. Эта переориентация обусловлена наличием направленных упругих напряжений в двухфазной структуре, содержащей нанобласти упорядоченной фазы одинаковой ориентации.

Изменение структуры упорядоченных сплавов  $\text{Cu}_3\text{Au}$  и  $\text{CuAu}$  при нагреве, аналогичное процессу старения, является главной причиной увеличения предела текучести с повышением температуры испытания сплавов, обуславливая необратимую положительную температурную зависимость  $\sigma_{0,2}(T)$  [1, 2].

Изменение структурного состояния отражается на физических характеристиках сплава, таких как электросопротивление, тепловое расширение, теплоёмкость. Перегиб на всех кривых, наблюдающийся в районе  $250^\circ\text{C}$ , свидетельствует о переходе упорядоченных сплавов в двухфазное состояние. Именно с этой температуры испытания наблюдается заметный рост предела текучести исследуемых сплавов.

[1] Земцова Н.Д., Перетурина И.А. ФММ. 1994, **77**, вып. 4, с. 152-168.

[2] Земцова Н.Д., Перетурина И.А. ФММ. 2000, **90**, № 5, с. 84-91.

## ДИСКЛИНАЦИОННЫЕ МОДЕЛИ И КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ ПОЛОС ПЕРЕОРИЕНТИРОВКИ В КРИСТАЛЛАХ

Гуткин М.Ю.<sup>1</sup>, Микаелян К.Н.<sup>1</sup>, Зефельдт М.<sup>2</sup>, Романов А.Е.<sup>3</sup>, Климанек П.<sup>4</sup>

<sup>1</sup> *Институт проблем машиноведения РАН, Россия*

<sup>2</sup> *Католический университет Лейвена, Бельгия*

<sup>3</sup> *Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Россия*

<sup>4</sup> *Технический университет "Горная академия" Фрайберга, ФРГ  
gutkin@def.ipme.ru*

Предложены дислокационно-дисклинационные модели гетерогенного зарождения и развития ротационных структур в виде полос переориентировки в ГЦК и ОЦК металлах и сплавах на стадии развитой пластической деформации. Рассмотрены исходные дисклинационные конфигурации дипольного и квадрупольного типов в двойных и тройных стыках границ зерен, способные под действием приложенного внешнего упругого поля расщепляться на подвижные и закрепленные дисклинационные конфигурации. Перемещение подвижных диполей частичных дисклинаций приводит к образованию и развитию полос переориентировки, часто наблюдаемых на эксперименте. Рассчитаны критические внешние сдвиговые напряжения, необходимые для генерации таких полос, а также предельные напряжения, соответствующие переходу от устойчивого режима распространения полосы к неустойчивому. Для случая устойчивого распространения полос найдены их равновесные длины. Исследованы зависимости критических напряжений и равновесных длин полос переориентировки от геометрии и мощности исходных стыковых дисклинационных конфигураций, а также от эффективной поверхностной энергии границ, отделяющих полосы переориентировки от окружающего материала.

С целью лучшего понимания упругого взаимодействия дислокаций и дисклинаций в процессе формирования ротационных структур разработан компьютерный код, моделирующий динамику произвольного дислокационно-дисклинационного ансамбля. Код построен по принципам молекулярной динамики, где в качестве отдельных взаимодействующих между собою частиц берутся краевые дислокации и диполи частичных клиновых дисклинаций. В тестовых расчетах на примере чистой меди были детально изучены особенности скольжения одной дислокации вблизи неподвижного диполя при различных ориентациях его плеча и начальных условиях задачи. Анализ полученных результатов выявил характерные скорости скольжения дислокации, координаты точек и времена ее захвата диполем. Показано, что динамика дислокации в значительно большей степени определяется распределением упругого поля дисклинационного диполя, чем ее начальной скоростью. Полученные результаты демонстрируют необходимость существенной доработки известной модели консервативного движения дисклинационного диполя, основанной на идее о захвате им соответствующих дислокаций.

*Данная работа выполнена при поддержке Фонда "Фольксваген", ФРГ (научный проект 05019225), и, частично, Российского фонда фундаментальных исследований (грант 000-01-00482).*



## НЕМОНОТОННАЯ ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК В ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ

Гринберг Б.А.\* , Иванов М.А.\*\*

\* *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,*

\*\**Институт металлофизики НАН Украины, Киев,*

*bella@imp.uran.ru*

Немонотонная температурная зависимость предела текучести  $\sigma_y(T)$  наблюдается при всех ориентировках как в  $Ni_3Al$ , так и в  $TiAl$ . При анализе этих данных основное внимание обычно обращалось на аномальный ход предела текучести  $\sigma_y(T)$ . Но кривая  $\sigma_y(T)$  имеет два экстремума и, соответственно, нормальный температурный ход в двух различных температурных интервалах: при низких температурах (область I) и при высоких температурах (область III), причем в области I наблюдается слабое падение  $\sigma_y(T)$  с температурой в  $Ni_3Al$  и сильное - в  $TiAl$ . При промежуточных температурах (область II) наблюдается аномальный ход  $\sigma_y(T)$ . Кроме того, коэффициент упрочнения  $\theta(T)$  также имеет немонотонную зависимость, которая не повторяет зависимость  $\sigma_y(T)$ . Мы полагаем, что указанные особенности деформационного поведения связаны с переходами между возможными состояниями дислокаций и, в первую очередь, с теми переходами, которые являются термоактивированными. Сравнение кривых  $\sigma_y(T)$  в  $TiAl$  с типичными кривыми для других материалов позволило реконструировать форму потенциального рельефа для дислокации в  $TiAl$ . Форма рельефа отражает существование двух типов ловушек для дислокаций (мелких и глубоких) и двух типов потенциальных барьеров. После того, как восстановлена иерархия дислокационных превращений, удастся получить аналитическое описание немонотонной зависимости деформационных характеристик во всем температурном интервале.

Предложено описание всей кривой  $\sigma_y(T)$  с двумя экстремальными точками, в которых происходит смена температурного хода предела текучести. Выявлена существенная роль термоактивированной блокировки дислокационных источников. Исследованы возможные формы зависимости коэффициента упрочнения  $\theta(T)$  в области аномального хода  $\sigma_y(T)$ . Удалось объяснить парадоксальную ситуацию: с одной стороны, наблюдение аномального хода  $\sigma_y(T)$ , а с другой стороны, ТЭМ наблюдения одиночных дислокаций, содержащих многочисленные точки закрепления и изогнутые сегменты между ними. Указанное расхождение является кажущимся и ситуация полностью описывается теми же уравнениями, которые определяют ход  $\sigma_y(T)$ .

Рассмотрен вопрос о включении дислокационных источников в объеме материала и в зоне влияния трещины. В объеме материала при комнатной температуре низкому значению  $\sigma_y$  соответствует легкое включение источников. Однако, концентрация напряжений вблизи трещины, стимулируя захват дислокаций глубокими ловушками, автоматически повышает напряжение, которое требуется, чтобы включить дислокационный источник. В результате упругое поле трещины, вместо того, чтобы содействовать интенсивной работе источников, как это обычно имеет место в материале с низким пределом текучести, приводит в  $TiAl$  к блокировке источников. Таким образом, концепция о двух типах дислокационных ловушек объясняет необычное сочетание низкого предела текучести с низкой пластичностью при комнатной температуре, присущее  $TiAl$ .

## ДОЛГОВЕЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ПОСЛЕ ЗАЛЕЧИВАНИЯ ПОР

Бетехтин В.И., Амосова О.В., Кадомцев А.Г., Скленичка В. \*

*Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН*

*\*Институт физического материаловедения АН Чехии*

vladimir.betekhtin@pop.ioffe.rssi.ru

В работе исследованы закономерности развития микропор, возникающих в меди и никеле в процессе высокотемпературной ползучести (ВТП), и их залечивания за счет воздействия высокого гидростатического давления и повышенных температур. Приводятся данные о структуре материала в исходном состоянии (после ВТП) и после залечивающих обработок, а также их влияние на механические свойства.

В качестве основного объекта исследования были выбраны образцы меди (99,96%), предварительно отожженные при 700°C в течение 20 ч. в атмосфере водорода и испытанные в режиме ползучести при температуре 500°C и напряжении 12,5 МПа до 0,7 от полной долговечности ( $\approx 36$  часов). Такой режим испытания обеспечил образование достаточно высокой концентрации зернограничных пор ( $\Delta V/V \approx 0.1-1.0\%$ ). Испытанные таким образом образцы подвергались воздействию высокого гидростатического давления до 1,4 ГПа в масляной среде с защитным покрытием. После этого образцы использовались либо для структурных исследований, либо для проведения термообработок, либо для повторного погружения в режим ВТП. Для всех режимов обработок была определена полная долговечность образцов.

При структурных исследованиях определялись следующие параметры зеренной и поровой структуры:  $V_o$ ,  $V_{GB}$ ,  $V_B$  – объемная доля пор (полная, в границах зерен, в теле зерна, соответственно),  $S_{AB}$  – степень повреждения границ порами,  $\bar{a}$  и  $\bar{b}$  – средние размеры пор в плоскости границ и перпендикулярно ей,  $\bar{L}_B$  – средний размер зерна. Существенно, что все вышеуказанные параметры определялись для объема образцов и его приповерхностного слоя ( $\approx 50$  мкм).

В результате проведенных исследований установлено, что макроразрушение происходит при достижении материалом некоторой «критической» степени поврежденности [1]. В нашем случае можно говорить о критической степени повреждения границ порами. Для исследованных образцов эта величина составляет  $\approx 0,1$ , а если учесть то обстоятельство, что поврежденными являются не все границы, то эта величина увеличивается еще примерно в 2-2,5 раза. Отметим, что в границе со степенью поврежденности  $\approx 0,2$ , расстояние между порами близко к их размеру. В исследуемой области температур и напряжений кинетика накопления повреждаемости связана, в основном, с ростом размера пор.

Последовательные промежуточные воздействия давления и температуры позволяют во много раз уменьшить поврежденность границ, соответственно, полная долговечность образцов возрастает многократно. Например, комбинация 1 ГПа + 600°C позволяет увеличить долговечность образцов меди в  $\approx 2,8$  раза. Однако при повышении температуры отжига до 800°C эффект роста долговечности (несмотря на уменьшение числа межзеренных пор) не наблюдается. Этот эффект «разупрочнения» обусловлен, как показали данные малоуглового рентгеновского рассеяния, отжигом внутриверной дислокационной структуры и уменьшением величины межблочной разориентации.

В заключение отметим: в работе было установлено, что многократное периодическое воздействие давления 1 ГПа позволяет повысить долговечность более, чем на порядок. Анализируются структурные причины наблюдаемого эффекта.

1. Betekhtin V.I., Sklenicka V., Kucharova K., Kadomzev A.G., A.I.Petrov Scripta Metallurgica, 1991, V/25, 2159-2164.

## ПРОЧНОСТЬ И ФРАКЦИОННАЯ ПОРИСТОСТЬ ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ

Амосова О.В., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г.

*Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН*

vladimir.betekhtin@pop.ioffe.rssi.ru

Известно, что пористость оказывает существенное влияние на механические свойства твердых тел. В реальных материалах всегда имеется более или менее широкое распределение пор по размерам. При этом разные фракции пор в разной степени могут влиять на прочность и другие свойства. В связи с этим, в данной работе рассматривается возможность оценки такого влияния применительно к цементному камню (ЦК).

Как было показано в [1], для этого материала, используя комплекс взаимодополняющих физических методик (малоугловое рентгеновское рассеяние, протонный магнитный резонанс, электронная и оптическая микроскопия, ртутная порометрия), можно получить распределение пор по размерам в диапазоне от ~ 1 нм до 500 мкм. В данной работе для создания образцов с различной величиной пористости и, следовательно, с разной прочностью, использовалось высокое гидростатическое давление до 1,5 ГПа. Известно [2], что приложение давления приводит к уменьшению размера пор, но практически не влияет на непустотные элементы структуры. Отметим, что другими способами создать образцы с одинаковой структурой, но разной пористости невозможно. Существенно, что давление в разной степени «залечивает» поры разных размеров, что и дает в принципе возможность оценить их вклад в прочность.

На данном этапе задача решалась в линейном приближении, т.е. предполагалось, что  $\sigma = \sigma_0 - \alpha_0 P_0$ , где  $\sigma$  - прочность образца,  $P_0$  - интегральная пористость,  $\sigma_0$  и  $\alpha_0$  - постоянные коэффициенты. Полагалось, что величину  $\alpha_0 P_0$  можно представить, как  $\alpha_0 P_0 = \sum^n \alpha_i P_i$ , где  $n$  - количество фракций пор. Если мы имеем несколько ( $K$ ) образцов с разной пористостью, то возникает система из  $K$  линейных уравнений.

Решение в нашем случае системы из трех уравнений для трех фракций пор позволило получить величины  $\alpha_i$  для этих фракций. Эта величина характеризует степень чувствительности материала к изменению числа пор в определенном диапазоне размеров. Рассмотрены возможные причины разного вклада разных фракций пор в прочность ЦК.

1. А.Г.Кадо́мцев, В.И.Бетехтин. Пористость и механические свойства цемента. / Тезисы докладов XXXVII Международного семинара «Актуальные проблемы прочности». Киев, 2001, С. 204.
2. В.И.Бетехтин, А.Н.Бахтибаев, А.Г.Кадо́мцев и др. Влияние гидростатического давления на пористость и прочностные свойства цементного камня.// Цемент, 5, 1991, С.16-20.

## УПОРЯДОЧЕНИЯ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ В ПСЕВДО- $\alpha$ -ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В ОБЛАСТИ ФАЗОВОГО $\alpha \rightarrow \beta$ ПЕРЕХОДА

Муравьев В.И., Якимов А.В.

*ФГУП «Комсомольское-на-Амуре авиационное производственное объединение  
им. Ю.А. Гагарина»  
knaapo@kmscom.ru*

Опыт изготовления точных штамповок из титановых сплавов выявил ряд трудностей, основными из которых являются: неоформление геометрии деталей при штамповке, нестабильность механических свойств и низкий уровень пластических характеристик.

Исследования проводили на заготовках из сплава ВТ20 размерами 2000×600×1,5 и 500×200×1,5 мм. Пластическую деформацию осуществляли после электроконтактного нагрева на гидропрессе мод. ХВЦ-2-250. Скорость деформации 1000 мм/с, температура нагрева через каждые 20 °С в интервале 900...1100 °С.

Исследованиями было установлено, что в интервале  $\alpha \rightarrow \beta$  «предпревращения» наблюдается самопроизвольное провисание листовой заготовки, и деформация ее в этот момент приводит к увеличению прочности, пластичности и малоциклового усталости по сравнению с исходным упрочненным состоянием, а также повышению точности геометрии деталей.

Упорядочение концентрационного распределения дислокаций предварительно нагартованного металла осуществляют электроконтактным нагревом его до температуры фазового предпревращения, при котором исключается фазовое превращение. Особое состояние фазового предпревращения характеризуется наименьшей устойчивостью атомов для обеих фаз. Тепловое воздействие на металл и сплав в интервале температур предпревращения приводит к максимальной диффузионной подвижности атомов, и в этих условиях протекают многоуровневые релаксационные процессы. Обеспечивается самосогласованное движение элементов внутренней структуры всех масштабных уровней, при котором происходит упорядочение концентрационного распределения дислокаций за счет рассеивания локальных зон концентраторов напряжений с критической плотностью дислокаций, способной вызвать разрушение. Последующее охлаждение сплава фиксирует это состояние с упорядоченной плотностью дислокаций при комнатной температуре, чем обеспечивается повышенная прочность и пластичность.

## К ТЕОРИИ ЛИНЕЙНЫХ ДЕФЕКТОВ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А.К., Нуруллаев Р.Л., Александров Н.Д.  
*Уфимский технологический институт сервиса, Россия*  
emaletd@mail.ru

Аморфные материалы являются перспективными конструкционными материалами, обладающими уникальными механическими свойствами. Исследование структуры аморфных материалов и сплавов, проведенное различными методами, показало, что она является гомогенной, плотноупакованной, немикрористаллической, с ближним порядком. Для объяснения экспериментальных данных были предложены ряд теоретических моделей, из которых, в настоящее время, наиболее предпочтительны модель тетраэдрической плотной упаковки и кинетики дислокаций Сомилианы. Межатомное взаимодействие в таких структурах является центральным, описываемым обычными атомными потенциалами.

Для описания дефектов аморфной структуры предложена модифицированная модель Френкеля - Конторовой с квазипериодическим потенциалом, описывающим аморфную структуру с ближним порядком. Солитонные решения соответствующего уравнения динамики будут описывать линейные дефекты (дислокации). Анализ решений динамического уравнения показал, что солитонных решений в квазипериодическом потенциале нет, т.е. стационарные стабильные дислокации в таких материалах не существуют. Возможны только движущиеся неустойчивые солитоноподобные дефекты ( квазидислокации ), двигающиеся в виде периодических ансамблей. Вектор Бюргерса таких квазидислокаций осциллирует в квазипериодическом атомном потенциале, поэтому их можно рассматривать как дислокации Сомилианы.

Вычисленные напряжения квазидислокаций являются короткодействующими, экспоненциально затухающими, в отличие от решеточных дислокаций. Отсутствие статичных квазидислокаций и близкодействующий характер поля напряжения не противоречат структурным данным. Напряжения квазидислокаций объясняют малый коэффициент упрочнения на кривых деформирования. Оценки и численное моделирование показали, что коэффициент упрочнения при зарождении дислокаций с такими напряжениями меньше  $10^{-5} \mu$ , где  $\mu$  - модуль сдвига.

Динамические свойства квазидислокаций требуют дальнейших исследований. Тем не менее, движение периодических пакетов квазидислокаций объясняет локализацию и периодичность величины деформации в полосах сдвига таких материалов и проявление скачков напряжений на кривой деформирования.

Как следует из структурных данных единственным механизмом зарождения квазидислокаций в аморфных материалах может быть гомогенный. Для зарождения квазидислокаций с помощью гомогенного механизма требуются высокие напряжения  $\sigma_T \approx 2 \cdot 10^{-2} \mu$ , хорошо коррелирующие с пределом текучести аморфных металлов.

Численный расчет упругой энергии квазидислокаций показал, что она более чем на два порядка меньше чем упругая энергия решеточных дислокаций. Моделирование показало, что малая упругая энергия квазидислокаций приводит к небольшой величине запасенной латентной энергии. Этот результат объясняет маленькую экспериментальную величину запасенной латентной энергии  $\sim 4\%$  от работы деформации в таких материалах.

## НЕУСТОЙЧИВОЕ ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ ПРИ МИКРО- И НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ В СПЛАВАХ Al-Mg

Головин Ю.И., Иволгин В.И., Лебедкин М.А., Сергунин Д.А.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина*  
golovin@tsu.tmb.ru

Пластическое деформирование, как правило, приводит к образованию большого числа структурных дефектов, самосогласованно движущихся в твердом теле и образующих сложные иерархические системы. Такое поведение вызывает макроскопические скачки деформации (эффект Савара, Портевена-Ле-Шателье и др.), анализ которых позволяет установить роль самоорганизации в формировании механических свойств. Освоение нанометрового диапазона характерных размеров объектов, элементов структуры, областей локальной деформации ставит задачу определения границ скейлинга процессов самоорганизации и механических свойств различных материалов в целом.

В работе исследуются особенности скачкообразной деформации алюминий-магниевого поликристаллического сплава при непрерывном наноиндентировании в широком диапазоне нагрузок, скоростей нагружения, степени локализации деформации и др. с разрешением по глубине 1 нм и по времени 50 мкс. Обнаружено несколько мод деформации, последовательно сменяющих друг друга по мере погружения индентора в диапазоне глубин от десятков нм до единиц мкм. Установлены границы и условия смены одной моды другой. Разделена роль масштабных и скоростных факторов в процессах самоорганизации при изменении их на 3 – 4 порядка величины. Проведен автокорреляционный, статистический и мультифрактальный анализ скачкообразных мод деформации при динамическом наноиндентировании.

Сопоставление статистических характеристик временных зависимостей неравномерной деформации, развивающейся в макро-, микро- и нано-объемах, позволило выявить сходства и различия отдельных стадий, мод и параметров неустойчивостей пластического течения в функции от скорости относительной деформации и характерных размеров образца. Статистический анализ стадий процесса деформирования дает для каждой из них различные распределения вероятности появления скачков.

Для исследования различных стадий деформирования применялся также динамический анализ (метод псевдофазовых диаграмм). Псевдофазовые траектории представляют наибольший интерес в регулярной области, где эффективная размерность явления более низкая, чем в нерегулярной области, где трудно надеяться на низкую размерность и количественную информацию о процессе. Однако такой подход позволяет получить дополнительную информацию о сходствах и различиях отдельных стадий деформирования.

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант №.01-02-16573) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр ЕОО-3.4-123).*

1. Головин Ю.И., Иволгин В.И., Тюрин А.И., Комбаров В.А. Проявление неустойчивой пластической деформации при динамическом индентировании Al-3.3%Mg и Pd<sub>40</sub>Cu<sub>30</sub>Ni<sub>10</sub>P<sub>20</sub> // Актуальные проблемы прочности. Тезисы XXXVII Международного семинара. Киев, Украина. 2001. С. 119-120.
2. Головин Ю.И., Иволгин В.И., Лебедкин М.А. ФТТ, 2002 (в печати).

## СТАТИСТИЧЕСКИЙ, ДИНАМИЧЕСКИЙ И ФРАКТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ НЕУСТОЙЧИВОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ

Головин Ю.И., \*Лебедкин М.А., Шибков А.А., Желтов М.А., Скворцов В.В.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, shibkov@tsu.tmb.ru*

*\*Институт физики твердого тела РАН*

Современное состояние в физике прочности и пластичности характеризуется особой ролью динамического аспекта, который отражает одно из фундаментальных направлений в физике – проблему понимания процесса формирования структур в неравновесных динамических системах. Динамический подход требует развития экспериментальных методов получения информации о частотном спектре событий пластической деформации и разрушения на различных структурных уровнях. В этом плане представляется перспективным исследование временных рядов, генерируемых в ходе процесса пластической деформации. В [1-3] показано, что собственное импульсное электромагнитное излучение, так называемая электромагнитная эмиссия (ЭМЭ), диэлектрика, подвергнутого механическому и/или тепловому воздействию, является свидетельством процесса структурной релаксации (пластической деформации, разрушения и фазовых переходов первого рода) к более равновесному состоянию. В частности, обнаружено, что радиочастотный диапазон ЭМЭ содержит информацию об эволюции мезоскопической структуры диэлектриков. Например, установлено, что распространение отдельных полос скольжения и трещин сопровождается генерированием характерных импульсов ЭМЭ, которые позволяют идентифицировать *in situ* эти мезоскопические события в более сложных процессах (множественного скольжения, замедленного разрушения и т.д.).

В настоящей работе представлены результаты измерения и анализа сигналов ЭМЭ при пластической деформации ионных монокристаллов. Показано, что измерение в реальном времени электрического потенциала вблизи поверхности деформируемого ионного кристалла реализует отображение процесса формирования структуры мезодефектов на временной ряд – сигнал ЭМЭ, которое позволяет бесконтактно строить кривую пластической деформации, обнаруживать зарождение первых микротрещин, считывать количество дислокационных полос скольжения и трещин, накопленных в кристалле к данному моменту времени, строить функции распределения амплитуд скачков пластической деформации, осуществляемых дислокационными ансамблями, оценивать степень мультифрактальности процессов пластического течения и разрушения на мезоскопическом структурном уровне и т.д. [4].

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 01-02-16574 и проект № 01-02-16476) и Министерства образования РФ (проект № E00-3.4-122).*

1. Головин Ю.И., Шибков А.А. // ФТТ. 1986. Т. 28. № 11. С. 3492-3499.
2. Головин Ю.И., Шибков А.А. // Кристаллография. 1990. Т. 35. № 2. С. 440-445.
3. Шибков А.А., Головин Ю.И., Желтов М.А., Татарко М.А. // Кристаллография. 1999. Т. 44. № 5. С. 924-928.
4. Golovin Yu.I., Lebyodkin M.A., Shibkov A.A., Zheltov M.A., Skvortsov V.V., Koltsov R.Yu. Statistical and autocorrelation analysis of dislocation electromagnetic emission from plastically deformed ionic crystals / Fourth International Conference "Single crystal growth and heat & mass transfer" ICSC-2001 (Obninsk, september 24-28, 2001). Proceedings. V. 2. P. 543-552.

## СОЛИТОННЫЙ МЕХАНИЗМ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Савенков Г.Г., Барахтин Б.К. \*  
ФГУП “НПП “Краснознаменец”,  
\* ФГУП “ЦНИИ КМ “Прометей”; Россия  
bbarakhtin@mail.ru

Рассматривается поведение материала плоских мишеней в процессе высокоскоростного проникания в них ударников, когда скорость деформации достигает  $10^5 \dots 10^6 \text{ с}^{-1}$ . Для ряда металлов: алюминия (рис. 1) и его сплавов, меди, хромоникелевых сталей (рис. 2) и сплавов на поверхностях, образующихся в мишенях каверн, обнаружен волнообразный рельеф, который ранее наблюдался только при косых соударениях [1], а пластическая деформация вблизи края каверны (не далее 2,5 мм) локализуется в виде макрополос различной кривизны. Внутри макрополос наблюдаются мезополосы, количество которых варьируется от 5 до 20. Ширина макрополосы равна тах ширины элемента волны. Локализация пластической деформации при столь высоких ее скоростях может быть представлена в виде образования пластических солитонов.



Рис. 1

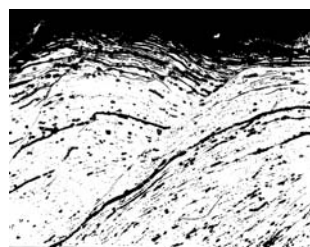


Рис. 2

На макроскопическом уровне описание солитонной локализации пластического высокоскоростного деформирования получено из уравнения изгиба жестко заделанного стержня, лежащего на упруго-пластическом основании:

$$(\partial^4 y / \partial x^4) + f(y, V)(\partial^2 y / \partial x^2) - q(x, y) = 0,$$

здесь  $f(y, V)$  – внешний параметр, определяемый движением ударника и его геометрическими параметрами;  $q(x, y)$  – внутренний параметр материала мишени, характеризующий его свойства;  $y$  – направление движения ударника.

Данное уравнение имеет некоторые нелинейные локализованные решения типа сосредоточенных стоячих волн [2], которые и обсуждаются в докладе.

На мезоскопическом масштабном уровне солитонная структура высокоскоростной пластической деформации определяется параметрами, входящими в систему уравнений

$$dN/dt = \alpha n^2 - \beta Nn, \quad dn/dt = an - bn^2 - cnN^{0.5},$$

где первое уравнение – описывает формирование границ каналов деформаций ( $N$ ), второе – размножение подвижных дислокаций,  $\alpha, \beta$  – вероятности зарождения и развала границы;  $a, b, c$  – малые параметры, характеризующие свойства среды.

Поведение этой системы существенно влияет на волны деформации [3], образующиеся в процессе соударения, при этом солитонные решения системы зависят от ее коэффициентов.

1. Волнообразование при косых соударениях: Сб. статей. Новосибирск: ИГД, 2000. - 221с.
2. Молотков И.А., Вакуленко С.А., Бисярин М.А. Нелинейные локализованные волновые процессы. М: “Янус-К”, 1999. – 176 с.
3. Мещеряков Ю.И., Савенков Г.Г. Осцилляции фронта пластической волны в условиях высокоскоростного нагружения// ПМТФ. 2001. Т. 42, №6. С. 117-123.



## ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ КРИТЕРИЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ: ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ И ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА

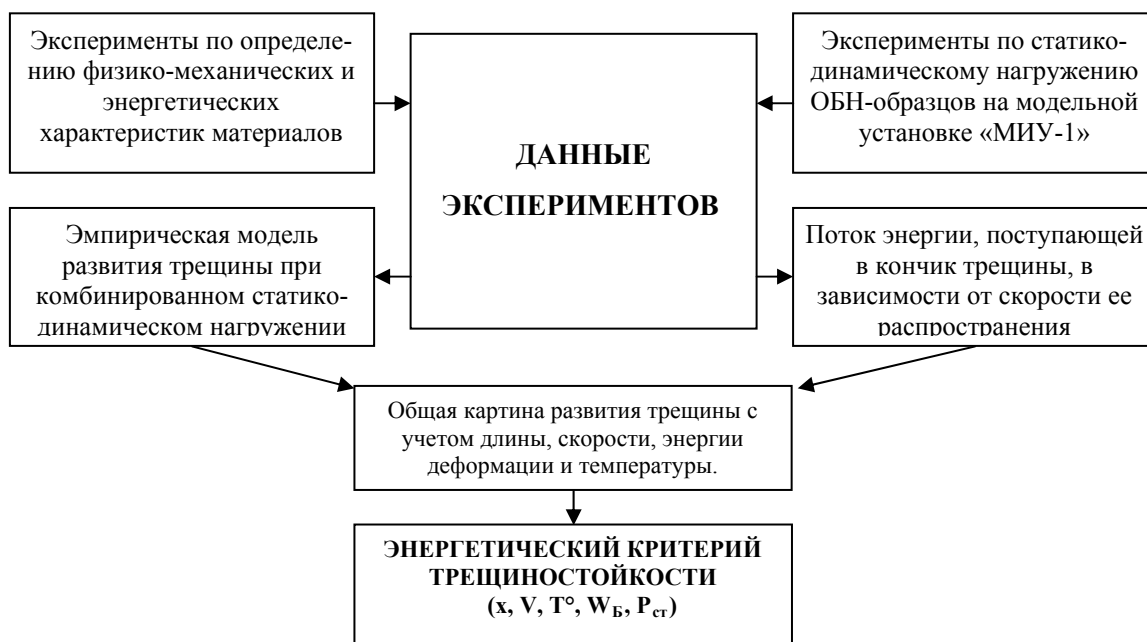
Петров В.Н., Лепов В.В., Семенов Х.Н., Находкин М.Г.  
ИФТПС СО РАН, г. Якутск  
lepov@iptpn.ysn.ru

Проведено исследование воздействия комбинированной статико-динамической нагрузки (импульсное ударное воздействие бойка по надрезу предварительно жестко нагруженного образца с одним боковым надрезом) на модельный полимерный материал в широком диапазоне значений температуры от  $-90^{\circ}\text{C}$  до  $+20^{\circ}\text{C}$  [1].

На основе зависимости распределения компонент тензоров деформации и напряжения от скорости роста трещины предложен энергетический критерий разрушения в виде модуля потока энергии, поступающей в вершину трещины [2].

Проведены фрактографические исследования поверхностей разрушения образцов. Выявлены характерные размеры зон, соответствующих различным уровням структурного разрушения.

Исходя из данных фрактографических исследований, определены критические значения потока энергии, определяющие характер разрушения. Методику нахождения критического значения потока энергии, поступающего в вершину движущейся трещины, можно представить в виде следующей схемы [3]:



*Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (проекты 00-15-99061-л, 01-01-00161-а, 00-01-96210-р98а и 00-02-96205-р98а) и Программы интеграционных проектов (Проект №2) Сибирского Отделения Российской Академии Наук.*

1. Семенов Х.Н., В. П. Ларионов Динамика развития хрупких трещин и высокоскоростное фотографирование. В 2 частях./ Магнитно-импульсная установка для динамических испытаний материалов и высокоскоростное фотографирование быстрых трещин. Часть II. - Якутск: Издательство ЯНЦ СО РАН. -1993. – 188 с.
2. Шер Е.Н. Об энергетическом условии в носике нестационарной трещины //ПМТФ – 1969, №3, С. 175-179.
3. Петров В.Н., Лепов В.В., Семенов Х.Н., Ларионов В.П. Критерий трещиностойкости при комбинированном нагружении. //Заводская лаборатория. 2001. №10. С. 50-55.

# ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ, ПОЛУЧЕННЫХ НА РАННИХ СТАДИЯХ ДЕФОРМАЦИИ, ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ПРЕДЕЛЬНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ

Семашко Н.А., Фролов А.В., Крупский Р.Ф., Кузьмин В.Ф.

Комсомольское-на-Амуре авиационное производственное объединение

г. Комсомольск-на-Амуре

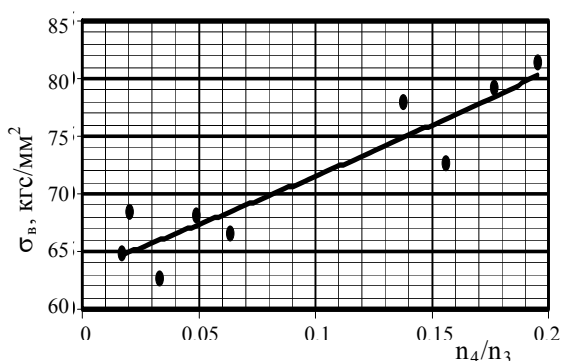
knaapo@kmscom.ru; kmtnm@knastu.ru

В работе предлагается оригинальный подход к прогнозированию механических характеристик (предела прочности, пластичности -  $\delta_{\max}$  и живучести -  $g$ ) по параметрам сигналов акустической эмиссии (АЭ), полученных на начальных стадиях испытаний. Под живучестью авторы понимают время до разрушения образца.

Методика прогнозирования опробована с использованием стандартной испытательной машины типа АЛА-ТОО (ИМАШ-20-75). По стандартной методике была испытана серия образцов из титанового сплава ОТ-4. Образцы деформировались с постоянной скоростью 25 мкм/с. В ходе эксперимента регистрировались следующие параметры АЭ сигналов: амплитуда сигнала ( $U$ ), длительность ( $\tau$ ), энергия ( $E$ ) и время прихода импульса ( $t$ ). По этим параметрам определялись: мощность импульса ( $P=E/\tau$ ) и коэффициент формы импульса ( $K_f=E/(U^2 \cdot \tau)$ ). Все регистрируемые импульсы авторы условно разделяют на 4 группы в зависимости от коэффициентов  $P$  и  $K_f$ .

Характерные особенности импульсов условных групп позволяют авторам предположить о наличии взаимосвязи между сигналами этих групп и вполне определёнными иницирующими их физическими процессами (элементарные перемещения небольших дислокационных групп, масштабное движение дислокационных ансамблей, ротационные моды движения дислокационных конгломератов и процессы образования и развития трещин).

В ходе экспериментов были определены корреляционные зависимости соотношений количества импульсов условных групп и предельных механических характеристик. Анализ изменения этих соотношений во времени показал, что начиная с определённого момента (приходящемуся на стадию упругой деформации) их значение практически не изменяется. Корреляционная зависимость предела прочности и соотношения  $n_4/n_3$  (где  $n_3, n_4$  – число импульсов 3ей и 4ой условных групп) для различных образцов титанового сплава ОТ-4, определённая при деформациях  $\delta=6\%$ ,



Корреляционная зависимость между пределом прочности и комплексным параметром АЭ

представлена на рисунке. Ранее сказанное справедливо и для зависимостей  $\delta_{\max} = f(n_2/n_3)$  и  $g = f(n_1/n_3)$ . Погрешность определения предела прочности не превышает 4,5%, пластичности – 8%, живучести – 20%, даже несмотря на то, что образцы вырезались различными способами и имели значительно отличающиеся механические характеристики.

Так же авторами обнаружена возможность определения живучести образца по времени регистрации импульса, связанного с образованием первой микротрещины. При этом точность ап-

проксимации - не менее 90%, а прогноз возможен на самой ранней стадии – через 10% времени от начала эксперимента (при нагрузках до  $0,3 \cdot \sigma_s$ ).

## ПОСТРОЕНИЕ КРИВЫХ УСТАЛОСТИ ПО ДАННЫМ ИЗМЕРЕНИЯ СКОРОСТИ УЛЬТРАЗВУКА

Грецкая И.А., Коновалов С.В., Коваленко В.В., Целлермаер В.В., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*

*step@sibgiu.kemerovo.su*

По скорости ультразвука можно судить о структурно-фазовых превращениях в металлах и сплавах при усталостном повреждении [1,2].

В работе показана возможность построения кривой усталости  $\sigma(N)$  по данным измерения скорости ультразвука  $c_k$ , используемой в качестве информативного параметра. Расчет производился для образцов с концентратором напряжений, нагружаемых по схеме отнулевого изгиба [2].

Скорость поверхностной волны Рэлея  $c_k$  связана с модулем сдвига  $G$  соотношением [3]  $c_k = \frac{0,87 + 1,12\nu}{1 + \nu} \sqrt{\frac{G}{\rho}}$ , где  $\nu$  - коэффициент Пуассона. Расчет модуля сдвига  $G \cdot 10^7 \text{ Н/мм}^2$  осуществляют по резонансной частоте собственных колебаний  $\omega$  следующим образом [4]:  $G = \rho \frac{l^2}{p^2} \omega^2 F\left(\frac{a}{b}\right)$ , где  $p$  - номер гармоники, а  $F\left(\frac{a}{b}\right)$  - функция, определяемая геометрией образца.

Используя известные соотношения сопротивления материалов для оценки максимальных напряжений, статического прогиба  $Y_{cm}$  изгибающих моментов и поперечной силы  $F$  можно оценить максимальные динамические напряжения [5]

$$\sigma_{max Д} = \frac{Y_{cm} l}{1 - \left( \frac{(0,87 + 1,12\nu)\Theta l}{C_k p(1 + \nu)} \right)^2 F\left(\frac{a}{b}\right) \delta_{11} W_x}, \text{ где } \Theta - \text{ частота вынужденных колебаний, } W_x - \text{ площадь поперечного сечения образца, } \delta_{11} - \text{ единичные перемещения в произвольном сечении, } l - \text{ плечо силы } F.$$

Это позволяет от зависимости  $c_k(N)$  перейти к зависимости  $\sigma(N)$ .

Поскольку единичные перемещения  $\delta_{11}$  связаны с модулем Юнга, то для его расчета использовали метод изгибных колебаний [6].

1. Муравьев В.В., Зуев Л. Б., Комаров К.Л. Скорость звука и структура сталей и сплавов. Новосибирск.: Наука, 1996. 283с.
2. Соснин О.В., Громов В.Е., Козлов Э.В. и др. Электростимулированная малоцикловая усталость. М.: Недра комм. ЛТД. 2000. 208с.
3. Щевалдыкин В.Г. Новые аппаратурно-методические возможности ультразвукового прозвучивания композитов. //Заводская лаборатория. 1998. №4. С30–34.
4. Металловедение и термообработка стали. Под ред. М.Л. Бернштейна. М.: Металловедение. 1991. Т.2. 539с.
5. Ицкович Г.М. Сопротивление материалов. М.: Высшая школа. 1998. 340с.
6. Работнов Ю.Н. Механика деформируемого твердого тела. М. Наука. 1998. 540с.

# ЛОКАЛИЗАЦИЯ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОЙ ВОЛНЫ В МЕЗОСТРУКТУРЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МИШЕНИ ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО УДАРА

Барахтин Б.К., Савенков Г.Г. \*

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», bbarakhtin@mail.ru

\*ФГУП НПО «Краснознаменец»; С-Пб., Россия

В металлических мишенях, изготовленных из сплавов разной прочности, методами световой и электронной растровой микроскопии изучались структурные изменения вблизи поверхностей кумулятивных трещин (каверн) после нагружения ударником при скорости 2-4 км/с. По результатам анализа изображений структуры, на микрошлифах, выявлены три мезоскопические области с различной мезоструктурой. В первой, протяженность которой  $\sim 0.8 \pm 0.1$  мм., веретенообразные полосы локализованного пластического сдвига (ПЛПС) хаотично переплетены между собой. Она определена как зона деформации металла в условиях гидродинамического течения в виде потоков с разной массовой скоростью. Во второй области, глубина которой  $\sim 1.1 \pm 0.1$  мм., мезоскопические ПЛПС упорядочены и строго ориентированы относительно поверхности каверны под углом 45 градусов. В местах пересечения полос сдвига обнаружены фрагменты ротаций, но не трещины! С учетом оптического разрешения «тонкого» строения, группы полос локализованного пластического сдвига представляются в форме стоячих солитонов, состоящих из 7-12 волн упруго-пластической релаксации (УПР) в материале мишени как нелинейной среде с фрактальными свойствами (рис.1).



Рис.1

На изображениях мезоструктуры в середине второй зоны интенсивность амплитудного контраста представляет собой редкие, но очень «мощные» всплески, окруженные по бокам всплесками меньшей амплитуды. Если вероятность возникновения локальной УПР представить функцией типа плоской волны, то для делокализованного состояния с фрактальной структурой второй момент  $M$  этой функции зависит от размера  $L$  образца (мишени) степенным образом:  $M \sim L^{-D}$ , где  $D$ -корреляционная размерность функции.

Третья область определена как основной материал мишени. Наблюдения показали, что в ее пределах упруго-пластическая релаксация энергии ударника сосредотачивается внутри зерен, приводя к структурам с микротопографией одно-, двух- или трехбороздчатого рельефа (рис.2).

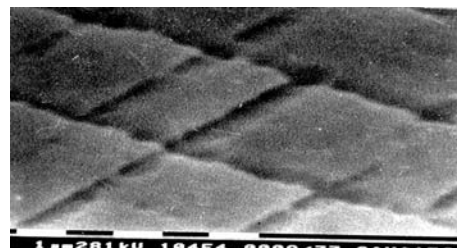
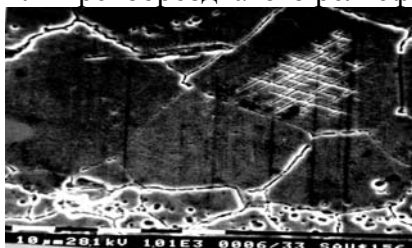


Рис.2

Анализ извилистости микрорельефа показал, что следы дислокационного скольжения фрактальны. С использованием опубликованных данных предложена дислокационная модель фрагментации зерен.

# ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РЕОЛОГИИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Mg-Sc-Zr, ПРИГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

Пирожникова О.Э., Чувильдеев В.Н., Сысоев А.Н.

*Нижегородский государственный университет, Россия, fmv@phys.unn.runnet.ru*

Копылов В.И.

*Физико-технический институт НАН, р.Беларусь, kpl@htmi.ac.by*

В работе описаны результаты экспериментальных и теоретических исследований высокоскоростной сверхпластичности (ВССП) МК сплавов системы Al-Mg-0.22%Sc-0.15%Zr с различным содержанием магния (от 0 до 4.5ат.%) в широком диапазоне скоростей и температур деформирования.

При изучении реологии СП-поведения сплавов в режиме испытаний с постоянной истинной скоростью деформации обнаружен целый ряд особенностей. Установлено, что в условиях ВССП стадия деформационного упрочнения в указанных сплавах имеет необычно большую продолжительность и завершается при деформациях  $\varepsilon_0 \sim 1.5 \div 2$  (в отличие от обычной сверхпластичности, когда  $\varepsilon_0 \sim 0.15 \div 0.2$ ).

Обнаружено, что в широком диапазоне температур и скоростей деформации величина коэффициента скоростной чувствительности  $m$  лежит в интервале  $0.4 \div 0.45$  и слабо коррелирует с достигнутыми исключительно высокими значениями удлинений ( $\delta = 2250\%$  при  $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ ,  $\delta = 840\%$  при  $\dot{\varepsilon} = 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ ,  $\delta = 540\%$  при  $\dot{\varepsilon} = 10^0 \text{ с}^{-1}$ ).

Установлено, что величина предельной деформации до разрушения в рассматриваемых материалах коррелирует с величиной деформации  $\varepsilon_0$ , соответствующей переходу от стадии деформационного упрочнения к стадии разупрочнения. Показано, что величина предельного удлинения до разрушения и величина коэффициента скоростной чувствительности немонотонно изменяется при увеличении содержания магния.

В основе модели реологии поведения сплавов в условиях ВССП лежат представления теории структурной сверхпластичности [1] и теории неравновесных границ зерен [2]. В соответствии с предложенной моделью характер деформационного упрочнения определяется влиянием полей внутренних напряжений, создаваемых распределенными в границах зерен дефектами, накапливающимися на границах в процессе внутриверной деформации и делокализации. Показано, что в условиях ВССП, в отличие от обычной СП, в границах зерен доминируют скользящие компоненты делокализованных дислокаций [2]. С особенностями поведения этих дефектов связан особый характер упрочнения и низкие значения коэффициента скоростной чувствительности.

*Авторы благодарят за поддержку Международный научно-технический центр ISTC (грант 1413-00), РФФИ (грант 00-02-16546), а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-исследовательский и образовательный центр сканирующей зондовой микроскопии (НОЦ СЗМ) ННГУ.*

1. Perevezentsev V.N., Rybin V.V., Chuvil'deev V.N. The Theory of Superplastic Deformation. Part I-IV. - Acta Metall.Mater., v.40, 1992, pp.887-923.
2. Чувильдеев В.Н. Микромеханизм деформационно-стимулированной зернограницной самодиффузии. Часть 1-3. - Физика металлов и металловедение, 1996, т.81, №5, с.5-13, №6, с.5-13, т.82, №1, с.106-115.

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОЛЗУЧЕСТИ ТИТАНА VT1-0 В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ ПРИ ИЗГИБЕ

Бушнев Л. С., Чернова Л. В., Гирсова Н.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН*

Проведены сравнительные исследования закономерностей ползучести наноструктурного (средний размер зерна  $\sim 0.3\text{ мкм}$ ) и крупнозернистого (средний размер зерна  $\sim 10\text{ мкм}$ ) титана при трехточечном изгибе в интервале температур 523-623К при скоростях на установившейся стадии ползучести  $\dot{\epsilon} \sim 10^{-9} \text{ с}^{-1}$ . Установлено, что зависимость скорости ползучести от напряжения крупнозернистого титана в указанных температурном и скоростном интервалах описывается степенным законом с индексом  $n=4$ . При этом кажущаяся энергия активации ползучести крупнозернистого титана ( $Q_{\text{П}} = 270 \text{ кДж/моль}$ ) существенно выше энергии активации объемной самодиффузии ( $Q = 150 \text{ кДж/моль}$ ). Для наноструктурного (НС) титана в исследуемых интервалах скоростей и температур характерна диффузионная зернограничная ползучесть Кобла, сопровождающаяся диффузионной ползучестью Горского по углероду (примесный элемент в титане). При этом кажущаяся энергия активации ползучести ( $Q_{\text{П}} = 90 \text{ кДж/моль}$ ) близка по величине к энергии зернограничной самодиффузии титана.

Показано, что эффект Горского по углероду проявляется, как обратимая деформация ползучести (обратное последствие).

Установлено, что величина эффективного коэффициента диффузии углерода в НС титане, определенная по начальной скорости обратного последствия примерно на два порядка выше, чем в крупнозернистом.

Определена энергия активации диффузии углерода в НС титане ( $Q = 104 \text{ кДж/моль}$ ) и титане с величиной зерна  $10\text{ мкм}$  ( $Q = 178 \text{ кДж/моль}$ ). Различие энергий активации указывает на различный механизм диффузии в этих двух состояниях. Можно предположить, что малая величина энергии активации диффузии в наноструктурном титане связана с зернограничной диффузией углерода, тогда как в крупнокристаллическом титане преобладает объемная диффузия. Величина энергии активации диффузии углерода в крупнокристаллическом титане соответствует энергии активации объемной диффузии углерода, известной из литературных данных.

## ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МОЛИБДЕНА, ПОЛУЧЕННОГО ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Иванов К.В.<sup>1</sup>, Колобов Ю.Р.<sup>1</sup>, Почивалов Ю.И.,<sup>1</sup> Гирсова Н.В.<sup>1</sup>, Грабовецкая Г.П.<sup>1</sup>,  
Александров И.В.<sup>2</sup>

*1 - Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск  
kolobovispms@mail.tomsknet.ru*

*2 - Институт физики перспективных материалов при УГАТУ, г. Уфа*

Известно, что одним из методов пластификации тугоплавких металлов и понижения температуры хрупко-вязкого перехода является измельчение зеренной структуры. Одним из путей реализации указанного процесса является механо-термическая обработка с использованием прокатки, экструзии и пластической деформации другими методами. Однако эти методы позволяют формировать зеренную фрагментированную структуру с размером элементов субструктур внутри зерен (ячеек или субзерен) не ниже 0,2 мкм при значительно большем размере зерен.

В связи с вышеизложенным в работе исследована возможность формирования субмикрокристаллической структуры в молибдене, полученном методами порошковой металлургии, с использованием интенсивной пластической деформации методом кручения под давлением. Методами оптической и электронной микроскопии определены параметры зеренно-субзеренной структуры. Изучена термостабильность микроструктуры и механических свойств.

Установлено, что обработка кручением под давлением приводит к формированию в молибдене субмикрокристаллической структуры и исчезновению остаточной пористости. Средний размер зерна молибдена после указанной обработки составляет  $0,21 \pm 0,15$  мкм. Формирование субмикрокристаллической структуры существенно (в 2,4 раза) увеличивает значение микротвердости. Отжиги в интервале температур 773-1173 К, 1 ч приводят к незначительному увеличению микротвердости. Предполагается, что это связано с образованием сегрегаций примесных атомов, так как, согласно данным просвечивающей электронной микроскопии, выделений вторичных фаз не наблюдается. Рост зерен начинается при 1173 К и интенсивно развивается при  $T \geq 1273$  К.

Таким образом, продемонстрирована возможность сформировать субмикрокристаллическую структуру с одновременным удалением остаточной пористости в молибдене, полученном методом интенсивной деформации кручением с одновременным приложением давления при повышенной температуре.

*Работа выполнена при финансовой поддержке ИНТАС (грант №99-1216) и РФФИ (грант №00-02-17937).*



## ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И ОСОБЕННОСТИ ЕЕ ЭВОЛЮЦИИ ПРИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Li

Колобов Ю.Р., Найденкин Е.В., Иванов М.Б., Дударев Е.Ф. \*, Гирсова Н.В., Бакач Г.П. \*  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, kolobovispm@mail.tomsknet.ru*  
*\*Сибирский физико-технический институт, ТГУ*

В последнее десятилетие было показано, что воздействие интенсивной пластической деформацией (ИПД) приводит к изменению структуры и свойств поликристаллических металлов и сплавов. В частности, при таком воздействии, как правило, происходит существенное уменьшение среднего размера зерна и изменение механических, а иногда и физических свойств материала. Несмотря на большое число публикаций по этой тематике, процессы и механизмы, обуславливающие такие изменения в свойствах материалов, полученных ИПД, остаются все еще мало изученными. В связи с этим, в настоящей работе были проведены исследования структуры и свойств промышленных алюминиевых сплавов 1420 (Al-5.5Mg-2.2Li-0.12Zr) и 1421 (Al-5Mg-2.2Li-0.12Zr-0.2Sc), полученных одним из методов ИПД - равноканальным угловым прессованием (РКУП). Интерес к этим материалам обусловлен их широким практическим применением благодаря высоким прочностным свойствам наряду с хорошей пластичностью.

В результате РКУП в исследованных материалах с размерами зерен в исходных состояниях не менее 10  $\mu\text{m}$  была сформирована ультрамелкозернистая структура с размером зерна около 1  $\mu\text{m}$ . Плотность дислокаций как в первом, так и во втором сплаве после РКУП составила  $\sim 10^9 \text{ см}^{-2}$ . Дальнейшие структурные исследования выявили, что в сплаве 1420, так же как и 1421, имеют место выделения S (Al<sub>2</sub>LiMg) фазы, расположенные преимущественно по границам зерен, и  $\delta'$  (Al<sub>3</sub>Li) фазы, располагающиеся равномерно по объему.

Проведенные в широком интервале температур и скоростей деформации испытания на растяжение выявили, что характер пластического течения сплавов, полученных ИПД, существенно отличается от исходных. Так, при активном растяжении при комнатной температуре со скоростью деформации  $10^{-2} \text{ с}^{-1}$  кривые течения для обоих сплавов после РКУ прессования имеют вид, характерный для наноструктурных материалов, полученных ИПД: короткая стадия деформационного упрочнения сменяется резким разупрочнением. При повышении температуры деформации сначала вид кривых течения не меняется, хотя при этом значительно (примерно на порядок) уменьшается предел текучести и сильно возрастает протяженность обеих стадий на кривой течения. При температурах деформации 300 ÷ 400°C сплава 1420 и 350 ÷ 400°C сплава 1421 кривые течения имеют вид, характерный для сверхпластической деформации: низкий предел текучести и линейные стадии с низкими коэффициентами упрочнения. При более высоких температурах деформации вид кривых течения становится таким же, как при низких температурах.

Температурная зависимость пластичности исследуемых сплавов хорошо коррелирует с температурной зависимостью предела текучести, который сначала резко уменьшается с ростом температуры деформации, а затем увеличивается. При минимальных значениях предела текучести наблюдается наибольшая пластичность и проявляются все признаки сверхпластичности. При этом температурный интервал проявления сверхпластичности у сплава 1421 смещен в область более высоких температур и значительно уже, чем у сплава 1420. Это связано, по-видимому, с более высокой плотностью в последнем сплаве частиц  $\delta'$ -фазы из-за выделений Al<sub>3</sub>Sc и стабилизацией ими границ зерен, участвующих в процессах миграции и зернограничного проскальзывания при пластическом течении.

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТКАХ

Кашин О.А., Дударев Е.Ф., Колобов Ю.Р., Грабовецкая Г.П., Почивалова Г.П.,  
Бакач Г.П., Шаркеев Ю.П., Легостаева Е.В., Гирсова Н.В., Валиев Р.З.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия,  
kolobovispms@mail.tomsknet.ru*

*Сибирский физико-технический институт при ТомГУ, г. Томск, Россия  
Институт физики перспективных материалов при УГАТУ, г. Уфа, Россия*

В настоящее время многочисленными экспериментами показано, что в результате термомеханических обработок можно в значительной мере изменять прочностные характеристики наноструктурных металлов, полученных методами интенсивной пластической деформации. В данной работе выяснены закономерности изменения структуры и механических свойств наноструктурного (НС) титана при термомеханических обработках. Исследования выполнены на титане ВТ1-0, в котором наноструктура была сформирована методом равноканального углового прессования. Чтобы изменить структурное состояние объема и границ зерен, наноструктурный титан дополнительно деформировали прокаткой при комнатной температуре, а затем отжигали при разных температурах в вакууме  $10^{-4}$  мм рт. ст. (время отжига 1 час). Доля малоугловых границ в использованном наноструктурном титане была сопоставима с долей большеугловых границ. Последующая холодная деформация титана с такой наноструктурой привела к увеличению плотности дислокаций в зернах, дальнодействующих напряжений у границ и доли зерен с большеугловыми разориентациями. Наряду с этим уменьшился размер нанозерен. Изменения выражены тем сильнее, чем больше степень деформации. Показано, что при квазистатическом нагружении НС титана на кривых ниже предела текучести наблюдаются два участка линейной и один параболической зависимости. Наличие двух линейных участков связано с присутствием в материале частиц второй фазы. Напряжение  $\sigma''$  (макроскопический предел упругости), соответствующее переходу от линейной к параболической стадии микропластической деформации, у наноструктурного титана значительно больше, чем у крупнозернистого. Холодная деформация НС титана мало изменяет характеристики микропластической деформации, однако дорекристаллизационный отжиг существенно повышает сопротивление ее развитию. При циклических нагрузках отжиг также замедляет накопление остаточной деформации с увеличением числа циклов. Однако для предела выносливости такой однозначной зависимости от термообработок не установлено. Для наноструктурного титана ограниченный предел выносливости на базе  $10^6$  циклов при равномерном изгибе составил около 550 МПа, что значительно выше соответствующей величины для крупнозернистого титана. При холодной деформации наноструктурного титана предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и предел прочности  $\sigma_B$  возрастают в 1,5-2 раза, но при этом резко снижается относительное удлинение образца до разрушения  $\delta$ . Дорекристаллизационный отжиг незначительно снижает  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$ , но несколько повышает  $\delta$ . Приведены данные по механическим свойствам при повышенных температурах.

При оптимальных режимах термомеханических обработок прочностные свойства НС титана достигают значений, характерных для высоколегированных титановых сплавов.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 00-02-17911) и Минобразования РФ (проект № 202.03.02.040)*

# ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛЗУЧЕСТИ СТАЛИ 10X11Н23Т3МР МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Семашко Н.А., Физулаков Р.А., Крупский Р.Ф.

Комсомольское-на-Амуре авиационное производственное объединение

г. Комсомольск-на-Амуре

knaapo@kmscom.ru; kmtnm@knastu.ru

Исследовался процесс ползучести при испытании жаропрочной аустенитной стали 10X11Н23Т3МР на длительную прочность. Эксперименты проводились на базе стандартной машины типа АИМА-5. Образец подвергался одноосному растяжению нагрузкой  $\sigma=80$  кгс/мм<sup>2</sup> (784 МПа) при температуре 600°C. Одновременно проводилась запись сигналов акустической эмиссии (АЭ) с помощью аппаратно-программного комплекса [1]. Акустико-эмиссионная информация анализировалась по кривым накопления импульсов  $N_{\Sigma}$ , амплитуды  $A_{\Sigma}$ , энергии  $E_{\Sigma}$  и длительности  $D_{\Sigma}$  импульсов АЭ.

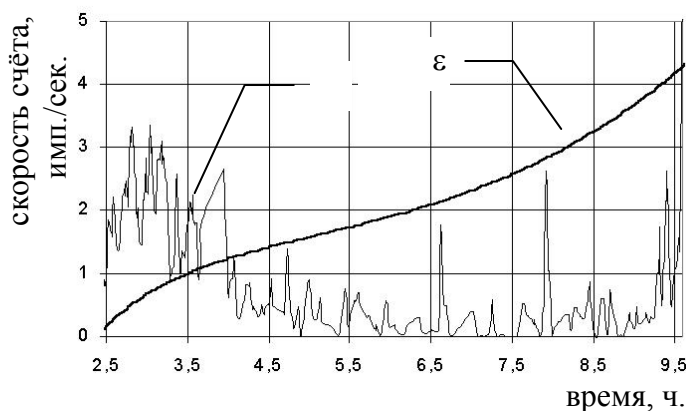
На каждом этапе ползучести строились кривые накопления импульсов АЭ, а затем, по скользящему принципу, вычислялась скорость счёта АЭ по формуле:

$$N' = dN_{\Sigma}/dt.$$

где,  $N'$  – скорость счёта АЭ;

$dt$  – выбранный интервал времени.

На рисунке приведены кривые ползучести  $\epsilon$  и скорости счёта АЭ при ползучести образцов. В результате анализа серии экспериментов была замечена некоторая взаимосвязь кривой ползучести и кривой изменения различных параметров АЭ. Так, например,



Изменение скорости счёта АЭ в процессе ползучести и кривая ползучести.

на первом этапе ползучести (от 2,5 до 4 ч.) активность АЭ держится на относительно высоком уровне, а на этапе установившейся ползучести (от 4 до 8 ч.) активность АЭ значительно снижается. За несколько минут до разрушения образца активность АЭ опять резко возрастает. Таким образом, скорость счёта АЭ некоторым образом связана со скоростью ползучести. Более того, в результате комплексного исследования процессов ползучести и сигналов АЭ была установлена связь между параметрами АЭ и временем до разрушения образца при испытании на длительную прочность [2].

1. Н.А. Семашко, Д.Н. Фролов, Р.А. Физулаков, О.В. Башков „Автоматизированный комплекс испытания материалов методом акустической эмиссии“ АИМ – 2000 //Сб. тр. 1-й междунар. электронной науч. техн. конф. Тула: 2000 г.

2. Семашко Н.А., Фролов Д.Н., Физулаков Р.А., Войтов В.Н. «Прогнозирование длительной прочности жаропрочной стали 10X11Н23Т3МР (ЭП33) методом акустической эмиссии». //Контроль. Диагностика. - 2001 г. - №7. - с 3-4.

## ТЕРМОАКТИВАЦИОННЫЙ АНАЛИЗ АНОМАЛЬНОГО ТЕМПЕРАТУРНОГО ПИКА ДЕФОРМИРУЮЩЕГО НАПРЯЖЕНИЯ В УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ

Б. В. Петухов

*Институт кристаллографии РАН, Москва*

petukhov@ns.crys.ras.ru

В рамках единого механизма рассчитана температурная зависимость деформирующего напряжения, включающая как низкотемпературную ниспадающую ветвь, так и характерный для упорядоченных сплавов аномальный высокотемпературный пик. Модель принимает во внимание спонтанные термоактивируемые процессы блокировок и деблокировок дислокаций и описывает переход с изменением температуры от обычного скольжения к скачкообразному движению в соответствии с электронно-микроскопическими наблюдениями *in situ*. Найдена зависимость характеристик пластичности: напряжения течения, его скоростной чувствительности и т. п. от таких микроструктурных параметров как длина пробега дислокаций и энергии барьеров для перестроек ядра дислокаций из “скользящего” состояния в “сидячее” и обратно. Построенная модель позволяет путем обработки экспериментальных данных по температурной зависимости деформирующего напряжения и его скоростной чувствительности в области аномалии находить величины микроструктурных параметров.

1. Б. В. Петухов. Статистическая теория движения дислокаций при наличии спонтанных процессов блокирования-деблокирования. //ФТТ. 2001. Т. 43. Вып. 5. С. 813-817.
2. Б. В. Петухов. О зависимости аномального температурного пика деформирующего напряжения от микроструктурных параметров кристаллов. //Кристаллография, 2001. Т. 46. Вып. 3. С. 525-530.

# МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СКОЛЬЖЕНИЯ

С.Н. Колупаева, С.И. Пуспешева, Л.Е. Попов

Томский государственный архитектурно-строительный университет  
vir@mail.tomsknet.ru

Пластическая деформация скольжения – сложный процесс, существенно зависящий от состояния дефектной подсистемы деформируемого кристалла. Баланс процессов генерации и аннигиляции деформационных дефектов в г.ц.к. монокристаллах в большой мере определяет закономерности пластической деформации скольжением при различных условиях. Для исследования роли различных процессов деформации скольжением используется математическая модель, включающая уравнения баланса сдвигообразующих дислокаций, дислокаций в дипольных конфигурациях вакансионного и межузельного типа, межузельных атомов и вакансий и уравнение, описывающее отклик материала на деформирующее воздействие (зависимость скорости деформации от приложенного напряжения и состояния дефектной подсистемы). Предполагается, что процесс деформации во всех действующих системах скольжения осуществляется в идентичных зонах сдвига, и система дефектов, порождаемых в зонах сдвига, заменяется однородной деформационно-дефектной средой.

Интенсивность генерации сдвигообразующих дислокаций определяется, прежде всего, механизмами формирования зоны сдвига. Дислокации в дипольных конфигурациях образуются в результате неполной аннигиляции участков дислокации разных знаков, расположенных в компланарных плоскостях скольжения. Основными механизмами аннигиляции дислокаций являются поперечное скольжение винтовых дислокаций и переползание невинтовых дислокаций при осаждении на их экстраплоскостях точечных дефектов. Аннигиляция точечных дефектов происходит в результате их осаждения на дислокациях, а также путём взаимной аннигиляции межузельных атомов с вакансиями.

Сравнительное изучение совокупности различных идеализаций деформируемого кристалла (различающихся учитываемыми механизмами и процессами деформации скольжения) позволило выявить роль различных факторов деформации скольжения в деформационном упрочнении монокристалла.

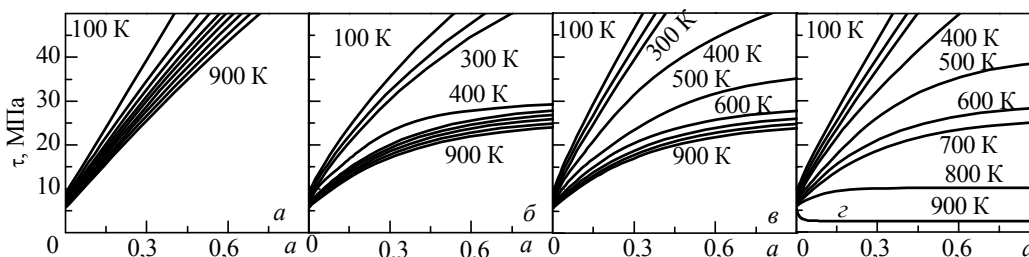


Рис. 1. Кривые деформационного упрочнения монокристаллов меди с учётом различных механизмов генерации и аннигиляции деформационных дефектов.

Если аннигиляция дислокаций осуществляется только поперечным скольжением, деформационное упрочнение возрастает с увеличением степени деформации почти линейно (рис. 1а). Аннигиляция дислокаций переползанием существенно влияет на форму кривых деформационного упрочнения, они характеризуются более быстрым уменьшением коэффициента упрочнения с деформацией и тенденцией выхода на насыщение (рис. 1б). Взаимная аннигиляция межузельных атомов с вакансиями приводит к увеличению сопротивления деформированию, особенно существенному при умеренных температурах (рис. 1в). Термодинамически равновесные точечные дефекты снижают сопротивление деформированию при высоких температурах (рис. 1г).

# ДИНАМИКА КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИХ СКОЛЬЖЕНИЙ В МЕДИ

С.И. Пуспешева, С.Н. Колупаева, Л.Е. Попов

Томский государственный архитектурно-строительный университет  
vir@mail.tomsknet.ru

Единичным процессом деформации скольжения является распространение элементарного кристаллографического сдвига, ограниченного внутри кристалла замкнутой дислокацией, отделяющей область, где произошло скольжение, от остальной части плоскости скольжения. Динамика кристаллографического скольжения может быть описана как динамика замкнутых планарных дислокаций. Элементарное скольжение, по крайней мере, в двух измерениях, не является микроскопическим объектом. Диаметр элементарного скольжения обычно составляет порядка десятков или сотен микрометров. Оно характеризуется как целое, например, линейным натяжением дислокации. Во время формирования элементарного скольжения дислокация пересекает десятки и сотни тысяч дислокаций некомпланарных систем скольжения, но при этом масштабные характеристики элементарного скольжения обычно намного меньше размеров деформируемого кристалла.

Исходя из закона сохранения энергии, записанного для замкнутой дислокационной петли, получено уравнение динамики дислокационной петли в форме окружности. В модели учтены силы Пича-Кёлера, силы линейного натяжения, силы полей напряжений дислокационного скопления и диссипативные силы: силы, связанные с преодолением решеточного, примесного и дислокационного трения и силы вязкого торможения.

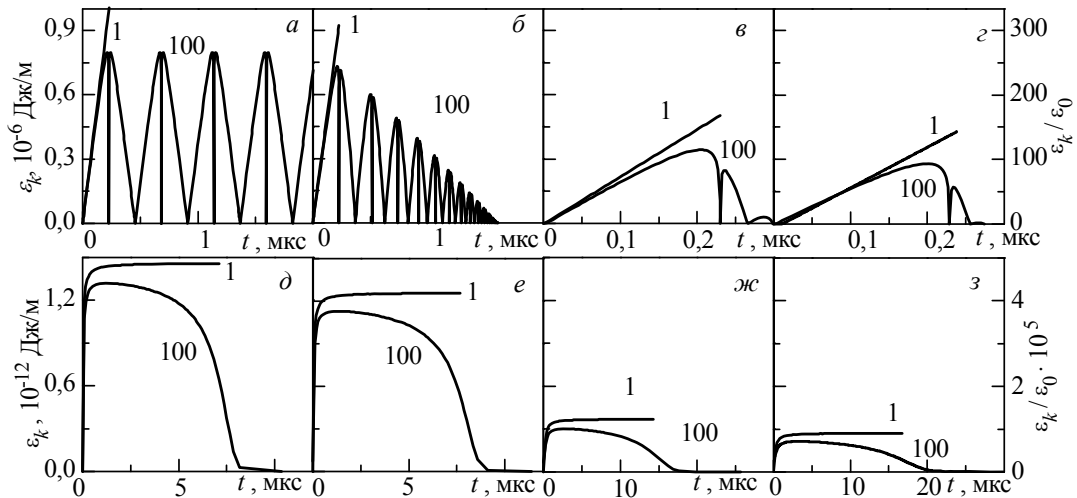


Рис. 1. Зависимость кинетической энергии единицы длины первой и сотой дислокаций от времени: *a* – не учтены силы трения; далее учтены: *б* – решеточное и примесное трение, *в* – дислокационное сопротивление, *г* – решеточное, примесное и дислокационное трение, *д* – вязкое трение, *е* – вязкое, решеточное и примесное трение, *ж* – вязкое и дислокационное трение, *з* – все рассматриваемые силы трения.

Сравнительное изучение влияния сил сопротивления различной природы на динамику элементарных скольжений (рис. 1) показало, что в отсутствие сил трения дислокация совершает гармонические колебания. Если отсутствуют силы вязкого (фононного и электронного) трения дислокации совершают затухающие колебания. При учёте сил вязкого трения дислокация колебаний не совершает (за исключением случая низкого коэффициента вязкого трения или высоких значений напряжения), в этом случае уменьшаются значения кинетической энергии и скорости, достигаемые расширяющимися дислокациями, время движения дислокаций увеличивается.

## ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ПАРАМЕТРЫ ВЕЙБУЛЛА В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ЖЕЛЕЗЕ

Зими́на Г.П., Котречко С.А

*Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины*

kotr@imp.kiev.ua

В настоящее время для описания квазихрупкого разрушения металлов и сплавов в условиях концентрации напряжений широко применяется “Локальный подход к разрушению”. Ключевым звеном в этом подходе является критерий разрушения эталонного (представительного) объема поликристалла. Обычно для описания вероятности этого объема используется распределение Вейбулла:

$$F(\sigma) = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{\sigma - \sigma_{th}}{\sigma_u} \right)^m \right],$$

где  $\sigma_{th}$  - пороговое напряжение (нижняя граница прочности),  $m$  – параметр, определяющий форму функции вероятности, а  $\sigma_u$  - характеризует чувствительность напряжения разрушения к изменению объема.

В существующих моделях, как правило, постулируется, что параметры Вейбулла являются структурными константами металла, которые не зависят от его напряженно-деформированного состояния, однако, появившиеся в последнее время экспериментальные данные свидетельствуют о нарушении этого постулата. В связи с этим в настоящей работе проведено теоретическое исследование роли малых пластических деформаций в процессе квазихрупкого разрушения поликристаллического железа. С этой целью использовалась разработанная ранее статистическая модель квазихрупкого разрушения поликристалла, основанная на последовательном анализе процессов образования и потери устойчивости зародышевых трещин в поликристаллическом агрегате, состоящем из зерен случайных размеров и случайной ориентации. При компьютерном моделировании потери устойчивости зародышевых трещин учитывались действие дислокационных микронапряжений, случайная ориентация трещин, наличие многоосного микронапряженного состояния, флуктуации микродеформаций. Трещина моделировалась в двухмерном приближении. Расчеты проводились для размеров наиболее вероятных зерен  $d_g^{mpv}$  в интервале от 5 до 120 мкм при деформациях от 0,002 до 0,016. Результаты компьютерных расчетов аппроксимировались трехпараметрическим распределением Вейбулла.

В результате был обнаружен эффект влияния малых пластических деформаций на величину параметров  $\sigma_u$  и  $\sigma_{th}$ . Согласно результатам проведенных расчетов  $m$  практически не зависит от деформации,  $\sigma_u$  возрастает, а  $\sigma_{th}$  уменьшается с ее увеличением. Зависимость  $\sigma_{th}$  от деформации с хорошей точностью аппроксимируется линейной функцией:  $\sigma_{th} = A_{th} - B_{th}\sqrt{\epsilon}$ , где коэффициенты  $A_{th}$  и  $B_{th}$  зависят от среднего размера зерна и величины дисперсии их размеров.

Отношение  $\sigma_u / \sigma_{th}$  является линейной функцией величины пластической деформации:  $\sigma_u / \sigma_{th} = A_u + B_u \epsilon$ . Коэффициенты  $A_u$  и  $B_u$  являются структурными константами металла, зависящими от степени неоднородности зеренной структуры.

## УНИВЕРСАЛЬНАЯ КРИВАЯ ДЛЯ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ, ИНИЦИИРУЕМОЙ ТЕРМОАКТИВИРУЕМЫМ ПУТЕМ

Андронов И.Н.<sup>1</sup>, Аленников С.Г.<sup>2</sup>, Майорова Э.Г.<sup>1</sup>, Теплинский Ю.А.<sup>3</sup>.

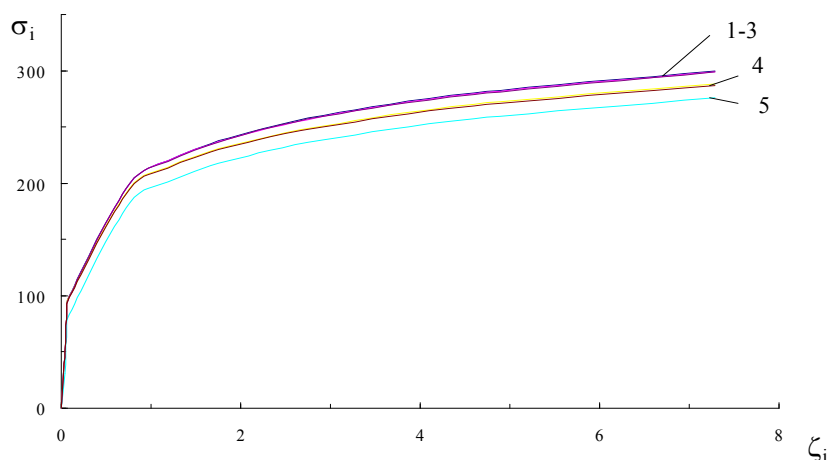
<sup>1</sup>Ухтинский Государственный Технический Университет, Ухта, Р. Коми  
iandronov@mail.ru

<sup>2</sup>ООО “Севергазпром”, Ухта

<sup>3</sup>Филиал ВНИИгаз “СеверНИПИГаз”, Ухта,

Значительная часть реальных металлических конструкций машиностроительного и нефтегазопромыслового комплекса, например, элементы системы магистрального газопровода, находятся в условиях плоского или объемного напряженного состояния и имея статическую и квазистатическую составляющую нагрузки подвергаются в процессе длительной эксплуатации деформации ползучести. В силу сказанного становится очевидным необходимость создания единой методологии для определения таких механических характеристик как скорость интенсивности деформации ползучести для случаев плоского и объемного напряженного состояния в зависимости от интенсивности напряжений.

Поставленная задача решена на основе структурно-аналитической теории прочности [1] для случая кинетического характера реализации процесса ползучести при плоском напряженном состоянии. Показано, что с достаточной степенью точности соблюдается единая универсальная связь между интенсивностью напряжений  $\sigma_1$  и интенсивностью скорости деформации  $\xi_1$ .



Зависимости интенсивности напряжений  $\sigma_1$  от интенсивности скорости деформации  $\xi_1$  для одноосного растяжения, сжатия и плоского напряженного состояния  $\sigma_1 = \sigma_2$ ,  $\sigma_3 = 0$  (1-3); плоского напряженного состояния  $\sigma_1 = 2\sigma_2$ ,  $\sigma_3 = 0$ ; (4) и чистого сдвига (5).

Последующие расчеты показали, что аналогичная закономерность справедлива и для объемного напряженного состояния.

1. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория прочности. СПб: Наука, 1993. 471 с.



## РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ И ПОЛЗУЧЕСТЬ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$

Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Норкин В.В., Геттингер М.В.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
j\_sol@mail.ru*

Упорядоченные сплавы обладают рядом особенностей деформационного поведения, связанных со специфическим строением дислокаций. Наиболее яркое проявление этой специфики известно в литературе под названием “термическое упрочнение” и состоит в том, что в некоторых температурных интервалах изменение напряжений течения с температурой аномально: повышение температуры вызывает увеличение предела текучести и деформирующих напряжений. Однако, несмотря на обилие публикаций, посвященных этой проблеме, в литературе отсутствует сопоставительный анализ механизмов пластической деформации, определенных прямыми методами и с помощью термоактивационного анализа. Малоизученным остается явление ползучести интерметаллидов со сверхструктурой  $L1_2$ .

В настоящей работе было проведено экспериментальное исследование ползучести монокристаллов сплава  $Ni_3Al$  и  $Ni_3Ge$  в опытах по релаксации напряжений течения при условии постоянства суммы пластической ( $\epsilon_{пл}$ ) и упругой ( $\epsilon_{упр}$ ) деформаций. Эксперимент включал в себя нагружение образца до заданной величины деформации с постоянной скоростью сжатия, затем собственно релаксацию напряжений на протяжении 20 минут при выключенной тяге, и повторное нагружение с прежней скоростью. Эта процедура повторялась многократно через 1-2% процента деформации. Были выбраны шесть ориентаций осей сжатия кристаллов  $Ni_3Al$  и  $Ni_3Ge$  и шесть температур испытания.

Деформация в процессе релаксации удовлетворяет уравнению логарифмической ползучести в условиях понижающегося напряжения, что позволило нам получить параметры термической активации:  $V^*$  - активационный объем,  $\tau^*$  - эффективное напряжение,  $\tau_G$  - дальнедействующее напряжение, характеризующие как релаксацию напряжений, так и ползучесть. Получены зависимости этих параметров от температуры и степени деформации. Впервые проведен анализ влияния ориентации оси деформации на величину этих параметров. Было выявлено, что характер этих зависимостей многостадийен и зависит от ориентации оси деформации. Это свидетельствует о различии механизмов деформации, реализующихся в разных температурных интервалах. Проведено сопоставление механизмов деформации, определенных методами электронно-микроскопических исследований и методами термоактивационного анализа.

## ПЛАСТИЧНОСТЬ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $Al_3Ti$ и $L1_2$ ФАЗ НА ЕГО ОСНОВЕ

Мильман Ю.В., Миракл Д.\*, Чугунова С.И., Воскобойник И.В., Войнаш В.З.,  
Коржова Н.П., Легкая Т.Н., Подрезов Ю.Н.

*Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев, Украина*  
milman@materials.kiev.ua

*\*Air Force Research Laboratory, USA, Wright-Patterson*

Триалюминид  $Al_3Ti$  обладает рядом привлекательных для практического применения свойств: низкой плотностью ( $\sim 3,3$  г/см<sup>3</sup>), высокой твердостью, высокой коррозионной стойкостью, жаропрочностью и довольно высокой температурой плавления ( $\sim 1400$  °С). Но  $Al_3Ti$  имеет тетрагональную  $DO_{22}$  структуру и крайне низкую пластичность, обусловленную этой структурой.  $Al_3Ti$  может быть трансформирован в высокосимметричную кубическую  $L1_2$  структуру путем легирования Cr, Mn, Ni, Fe и др. элементами. Однако все сплавы на основе  $Al_3Ti$  со структурой  $L1_2$  разрушаются хрупко или имеют очень ограниченную пластичность при стандартных механических испытаниях.

В связи с этим в настоящей работе механические свойства  $Al_3Ti$  и  $L1_2$  фаз были исследованы методом индентирования с построением кривых деформации, определением характеристики пластичности и измерением горячей твердости.

Установлено, что легирование  $Al_3Ti$  хромом и марганцем с образованием  $L1_2$  фазы приводит к снижению твердости во всем изученном интервале температуры до 900 °С. При этом зависимость твердости от температуры для  $L1_2$  фаз крайне слабая.

Кривые деформации были получены с использованием набора алмазных инденторов (9 штук) с различным углом при вершине. Эти кривые на начальных участ-

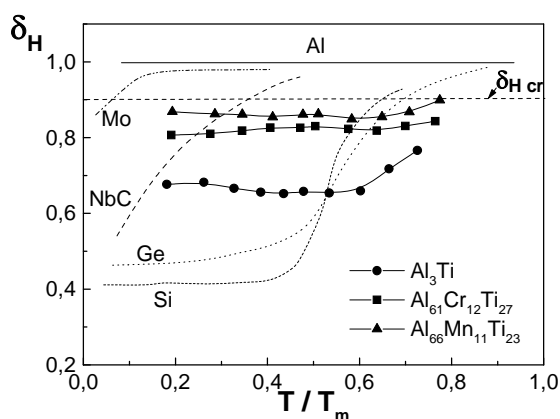


Рис. Сравнение температурной зависимости характеристики пластичности  $\delta_H$  для изученных интерметаллидов и других кристаллических материалов

ках (где удалось получить кривые деформации на сжатие) совпадают с деформационными кривыми при сжатии. Показано, что для изученных интерметаллидов характерно очень сильное деформационное упрочнение, что связывается с малой длиной свободного пробега дислокаций вследствие перехода от подвижных к сидячим дислокационным конфигурациям. Характеристика пластичности  $\delta_H$  была определена по разработанной авторами методике [1] как  $\delta_H = \varepsilon_p / \varepsilon_t$ , где  $\varepsilon_p$  — пластическая, а  $\varepsilon_t$  — общая деформация под индентором. Полученные результаты (рис.) показывают, что трансформация  $Al_3Ti$  в  $L1_2$  фазу ( $Al_{61}Cr_{12}Ti_{27}$  и  $Al_{66}Mn_{11}Ti_{23}$ ) приводит к росту  $\delta_H$ . При этом  $\delta_H$  приближается к критическому значению  $\delta_H = 0,9$ , при котором материал обычно пластичен при испытании на растяжение. Отличительной особенностью изученных интерметаллидов по сравнению с керамикой и металлами является слабая зависимость  $\delta_H(T)$ . Полученные результаты позволяют надеяться на получение  $L1_2$  фаз с  $\delta_H \geq \delta_{Hcr} = 0,9$ , т.е. пластичных при испытании на растяжение.

*I.Yu.V.Milman, B.A.Galanov, S.I.Chugunova. Plasticity Characteristic Obtained through Hardness Measurement. Acta Met. And Mater., (overview No.107), No.9, 1993, p.2523-2532.*

## РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И УПРОЧНЕНИЕ АЛЮМИНИЯ, ЛЕГИРОВАННОГО СКАНДИЕМ, ЦИРКОНИЕМ И ИТТРИЕМ

Мильман Ю.В., Лоцко Д.В., Черненко Т.В., Мордовец Н.М., Даниленко Н.И., Рачек А.П.

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев  
milman@materials.kiev.ua

Скандий обладает наиболее сильным упрочняющим и антирекристаллизационным действием в алюминии благодаря уникальным свойствам интерметаллида  $Al_3Sc$ . Кристаллическая решетка  $L1_2$  этого интерметаллида изоморфна с решеткой Al при очень малом различии параметров (1,3 %), поэтому частицы  $Al_3Sc$  когерентно связаны с Al матрицей, равномерно распределены в ней и очень медленно растут при отжиге. Известно, что дополнительное легирование Zr усиливает указанный эффект, т.к. Zr, растворяясь в  $Al_3Sc$ , уменьшает скорость роста интерметаллидных частиц. В то же время Y, расположенный в одной группе периодической системы со Sc, также растворяется в  $Al_3Sc$ , однако его влияние на свойства сплавов Al-Sc практически не изучено. Известно также, что влияние Sc наиболее сильно проявляется при повышенных скоростях охлаждения во время кристаллизации (напр. при получении слитков сплавов методом непрерывного литья), однако вид диаграммы состояния Al-Sc позволяет ожидать заметное влияние и при умеренных скоростях охлаждения.

В работе исследованы упрочнение и рекристаллизация после деформации при высокой (480 °C) и комнатной температурах сплавов Al с добавками Sc (0,25 мас. %, 0,43 %), Sc+Zr, Sc+Y, Sc+Zr+Y в количестве около 0,2 мас. % каждого элемента. Слитки сплавов диаметром 25 мм были получены литьем в стальную изложницу с толщиной стенок 5 мм, что обеспечивало скорость охлаждения при кристаллизации около 10 К/с. В деформированных прутках методом ПЭМ изучали размер дислокационных ячеек, а также размер и объемную долю вторичных интерметаллидных частиц.

Показано, что добавка Sc вызывает сильный рост (до 470 °C и выше) температуры начала рекристаллизации (при выдержке 1 ч) после деформации как при высокой, так и при комнатной температурах, а добавка Zr к сплаву Al-Sc приводит к ее дальнейшему возрастанию (до температур выше 600 °C после деформации при комнатной температуре), что обусловлено резким уменьшением размера вторичных частиц. Добавка Y способствует увеличению размера интерметаллидных частиц, что несколько снижает температуру рекристаллизации. Установлено, что после деформации при комнатной температуре прутков, ранее деформированных при 480 °C, происходит заметное уменьшение размера интерметаллидных частиц вследствие их частичного растворения, что объясняет повышение температуры начала рекристаллизации после такой деформации. В сплаве с Y это растворение наиболее сильное и сопровождается значительным уменьшением объемной доли частиц, что может обусловить повышение твердости благодаря образованию атмосфер на дислокациях. Повышению температуры рекристаллизации после второй деформации способствует также образование при комнатной температуре более однородной ячеистой дислокационной структуры с более мелкими ячейками.

Показано, что упрочнение вторичными интерметаллидными частицами происходило по механизму Орована, при этом упрочнение, так же как и тормозящая сила рекристаллизации, возрастает с уменьшением размера дисперсоидов. Обнаружена и объяснена корреляция между температурой начала рекристаллизации и упрочнением деформированных прутков из исследованных сплавов.

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ОТ СТЕПЕНИ ИОННОСТИ И МЕТАЛЛИЗАЦИИ В СИЛАХ СВЯЗИ

Литвинов М.Ю.\*, Литвинов Ю.М. \*\*  
\*ИМАШ РАН, \*\*ОАО “Элма”, г. Москва  
litv@elma.zgrad.ru

Ранее в [1] мы предложили простую схему, основанную на идее изоэлектронных (изоанионных и изокатионных) рядов для предсказания низкотемпературных механических свойств (твёрдости  $H$ , трещиностойкости  $K_{Ic}$ , хрупкости  $\beta$  и производной от них величины – скорости абразивного износа) полупроводниковых материалов  $A^{III}B^V$  с решеткой сфалерита. В настоящей работе эта схема распространена на предсказание механических свойств III-V нитридов и алюминидов, данные о которых носят весьма ограниченный характер. Показано, что, как и ранее, в изоанионном ряду – BN, AlN, GaN и InN твёрдость и трещиностойкость уменьшаются линейно с увеличением степени ионности  $f_i$  в результате увеличения степени металлизации,  $n$ , при замещении более лёгкого катиона (B) на более тяжелый (Al, Ga или In). Но что особенно важно, что не только низкотемпературные, но и высокотемпературные механические свойства полупроводниковых соединений  $A^{III}B^V$  (энергия активации скорости перемещения дислокаций,  $U_d$ ) следуют обнаруженным ранее закономерностям [1]. Например, в изоанионных рядах (AlP, GaP, InP или AlAs, GaAs, InAs или AlSb, GaSb, InSb)  $U_d$  уменьшается линейно с увеличением  $f_i$  в результате увеличения степени металлизации  $n$  при замещении более лёгкого катиона более тяжёлым. И, наоборот, в изокатионных рядах (InSb, InAs, InP или GaSb, GaAs, GaP или AlSb, AlAs, AlP)  $U_d$  увеличивается линейно с увеличением  $f_i$  в результате уменьшения степени металлизации  $n$  при замещении более тяжелого аниона более легким.

Выявленные закономерности изменения  $U_d$  от степени ионности  $f_i$  позволили предсказать величины  $U_d$  для III-V нитридов и алюминидов (см. табл. 1 и 2).

Таблица 1

Предсказанные значения  $U_d$  для некоторых III-V нитридов

Материал	структура кристалла	степень ионизации $f_i$	степень металлизации $n$	предсказанное значение $U_d$ $\text{эВ}$
BN	Sph	0,256	2	3,70
AlN	W	0,449	2,5	2,55
InN	W	0,578	3,5	1,77

Таблица 2

Предсказанные значения  $U_d$  для некоторых III-V алюминидов

Материал	структура кристалла	степень ионизации $f_i$	степень металлизации $n$	предсказанное значение $U_d$ $\text{эВ}$
AlN	W	0,449	2,5	2,55
AlP	Sph	0,307	3	1,60
AlAs	Sph	0,274	3,5	1,54
AlSb	Sph	0,240	4	1,30

1. Litvinov M., Litvinov Yu., Khusnetdinov I. Mechanical properties and machinability of  $A^{III}B^V$  semiconductor compounds. Proc. of the Fourth International Conference Single Crystal Growth and Mass Transfer. Vol. 3, pp. 620-625, Obninsk, Russia, 2001.

## КРИТЕРИИ ДОСТИЖЕНИЯ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ И РАЗРУШЕНИЯ ТЕРМОРЕОЛОГИЧЕСКИ СЛОЖНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Федоровский Г.Д.

*НИИ математики и механики СПбГУ, Россия,  
g.fed@pobox.spbu.ru*

Анализ многих экспериментальных данных о деформировании различных металлических, полимерных и других материалов в режимах с постоянными скоростями деформирования позволяет сделать вывод о том, что для этих сред величина скорости деформации  $\dot{\varepsilon}_q$  и времени (долговечности)  $t_q$  в момент достижения предела текучести ( $q = p$ ) или потери прочности ( $q = c$ ) с хорошим приближением связаны уравнением:  $t_q \cdot \dot{\varepsilon}_q = a_q = const$  ( $\lg t_q + \lg \dot{\varepsilon}_q = \lg a_q$ ), т.е. кривые долговечности  $\sigma_q - t_q$  ( $\sigma$  - напряжение) и  $\sigma_q - \dot{\varepsilon}_q$  обладают взаимной зеркальной симметрией, причем не только в случае, когда зависимости  $\sigma_q - \lg t_q$  линейны, и при разных температурах, но и при более сложных зависимостях.

Результаты обработки данных показывают, что в основном выполняется «сложная» температурно-временная аналогия (ТВА) для кривых  $\sigma_q - t_q$ , характеризуемая масштабом  $g_t^T(t, T)$ ,  $g_t^T(t, T_*) = 1$ ; где  $t$  - лабораторное время,  $T$  - температура, а  $T_*$  - температура «сравнения». Вместо ТВА может быть использована температурно-скоростная (ТСА) аналогия, которая характеризуется масштабом  $g_{\dot{\varepsilon}}^T(\dot{\varepsilon}, T) = 1 / g_t^T(t, T)$  в силу выполнения отмеченной «зеркальности», при соответствующей нормировке.

Для описания произвольных процессов рассмотрено применение гипотезы линейного накопления повреждений в шкале приведенного по ТВА времени  $\xi_t^T(t) = \bar{G}_t^T t = \int_0^t G^T[\eta, T(\eta)] d\eta = \int_0^t \left\{ \frac{\partial g^T[\eta, T(\eta)]}{\partial \eta} \eta + g^T[\eta, T(\eta)] \right\} d\eta$ . Критерий накопления повреждений, типа интеграла Бейли, в форме «повреждаемости» имеет вид

$$\omega_q(t) = \bar{\omega}_q^\sigma t = \int_0^{\xi_t^T} \frac{d\xi}{\xi_q^T(\sigma)} = \int_0^t \frac{G^T[\rho, T(\rho)] d\rho}{\xi_q^T(\sigma)} \leq 1. \text{ Здесь } 0 \leq \omega_q \leq 1 - \text{повреждае-}$$

мость,  $\bar{\omega}_q$  - ее оператор, а  $\xi_q^T(\sigma)$  - опорная функция критерия - значение приведенной долговечности при данном  $\sigma(\rho)$ . Разрушение или превышение предела пластичности происходит, когда повреждаемость  $\omega_q(t) = 1$ . Можно применять в качестве опорной функции кривую обобщенной долговечности по скорости деформации  $\xi_q^T - \dot{\varepsilon}_q$ , которая имеет исключительно простой вид:  $\lg \xi_q^T + \lg \dot{\varepsilon}_q = \lg a_q$ .

*Работа выполнена при поддержке РФФИ по проектам № 99-01-00718, 00-01-00484, 00-01-00489, 01-01-00250, а также проектам Конкурса по фундаментальным исследованиям № Е-00-4.0-174, Центра коллективного пользования № 00-01-05020 и Федер. целевой программы "Интеграция" № 589.*

## К РАСЧЕТУ КОМПОЗИЦИОННОГО СФЕРИЧЕСКОГО ШТАМПА

Карпушко А.В., Свирский Д.Н., Федосеев Г.Н.

*Витебский государственный технологический университет, Беларусь*

{karpushko, svirsky}@vstu.unibel.by

Широкому внедрению прогрессивных методов листовой штамповки в область мелкосерийного производства препятствует высокая трудоемкость и стоимость изготовления металлической технологической формообразующей оснастки - пуансонов и матриц штампов. Применение в качестве конструкционного материала сменных формующих элементов штампов относительно дешевых неметаллических композитов, в частности древесных, в сочетании с оригинальной технологией их послойного синтеза позволяет во многом решить указанную проблему [1].

Рассматривается задача определения перемещений, деформаций и напряжений в сферическом штампе из древесных листовых композитов, который представляет собой однородное трансверсально-изотропное тело вращения. Плоскости изотропии, проходящие через каждую точку тела, нормальны к его геометрической оси (оси вращения), а распределение усилий обладает симметрией вращения относительно той же оси. Нормальные смещения точек сферической границы штампа считаются пропорциональными синусу дуги меридиана полушара, наибольшим считается перемещение "полюса". Плоская поверхность штампа остается плоской. Такими же полагаются перемещения, нормальные ко всякой сфере, проведенной внутри штампа. Наибольшим при этом получается перемещение полюса сферы, пропорциональное ее радиусу. Принятые перемещения разлагают на радиальные и осевые составляющие.

В дальнейшем находятся деформации (в принятой цилиндрической системе координат) и, с помощью обобщенного закона Гука, напряжения в штампе. При этом осевые напряжения связываются условием равновесия с нагрузкой, действующей на плоскую границу штампа, откуда находится наибольшее перемещение в "полюсе" сферической границы штампа.

В ходе расчетов установлено, что параметром, ограничивающим технологические возможности штамповки, является высокая контактная нагрузка в полюсе сферического штампа. Ее анализ позволяет осуществить оптимальный выбор древесного композиционного материала штампа в соответствии с внешними нагрузками. Причем с целью снижения неоправданной избыточной прочности штампа и напряемую связанных с этим материальных затрат предусматривается обоснованный проведенными расчетами выбор коэффициента запаса.

1. Карпушко А.В., Свирский Д.Н., Федосеев Г.Н. Анализ напряжений в трансверсально-изотропном штампе. // Актуальные проблемы прочности. Ч.1. Витебск: ВГТУ, 2000. С. 158-160.

## МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ КИНЕТИКИ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ ГЕТЕРОФАЗНЫХ СПЛАВОВ

Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н., Старенченко В.А.  
*Томский государственный архитектурно-строительный университет*  
vir@mail.tomsknet.ru

Гетерофазные сплавы, упрочненные неперерезаемыми дисперсными частицами, занимают значительное место среди перспективных высокопрочных материалов. Прочность и пластичность сложных гетерофазных материалов – характеристики, очень чувствительные к структурному состоянию и структурным превращениям. Взаимодействие дислокаций с частицами помимо упрочняющего эффекта приводит к появлению ряда новых элементов дислокационной структуры. Между этими структурными элементами в ходе деформации и последующих релаксационных процессов возможны взаимные превращения. При этом характер и результат взаимодействий элементов дислокационной структуры с частицами может меняться с изменением соотношений масштабных характеристик упрочняющей фазы (размеры, форма частиц, расстояния между частицами) и дислокационной структуры (длина источника, расстояние между дислокациями).

В работе развита модель эволюции дислокационной структуры на основе концепции упрочнения и отдыха. В процессе моделирования рассмотрены два механизма сдвигообразования, что разделяет модель на планарную и пространственную. Рассмотрены физические критерии перехода от одного вида модели к другому.

Сравнение масштабных характеристик дислокационной структуры и упрочняющей фазы позволило разделить всю область изменения плотности дислокаций на несколько интервалов: область равномерной деформации, когда скольжение в зоне сдвига преимущественно поддерживается внешним напряжением и частично обратимо, а величина сдвига в зоне постепенно возрастает с увеличением деформирующего напряжения; а также интервалы, для которых характерно “взрывное” формирование зон сдвига и появление остаточных следов скольжения – это области локализации скольжения дислокаций в зоне сдвига. Протяженность стадий локализованной и равномерной деформации определяется размерами упрочняющей фазы и степенью ее дисперсности.

Учтено влияние обратных полей напряжений на протяженность интервалов неоднородной деформации. Показано, что число дислокаций, испущенных источником, немонотонно меняется на всей кривой деформации. Выявлено влияние размеров частиц и расстояний между ними на уровень локализации и на протяженность стадий равномерной и локализованной деформации: при увеличении размеров частиц число дислокаций в зоне сдвига уменьшается.

Численными методами решена система дифференциальных уравнений накопления деформационных дефектов в разных температурных интервалах деформирования. Анализируется эволюция в процессе деформации составляющих дислокационной структуры (сдвигообразующих, призматических межузельных и вакансионных дислокаций, дипольных конфигураций вакансионного и межузельного типа) в областях равномерной и локализованной деформации.

Исследуется влияние температуры деформирования гетерофазных сплавов на поведение различных составляющих дислокационного ансамбля. Во всех температурных интервалах получены кривые течения, которые имеют различное поведение на стадиях равномерной и локализованной деформации. Постадийное моделирование эволюции дислокационной структуры прогнозирует изменение в процессе деформации коэффициента деформационного упрочнения в реальных гетерофазных сплавах.

## МАКРОСКОПИЧЕСКИЙ АСПЕКТ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА

Альшиц В.И., Урусовская А.А., Смирнов А.Е., Беккауер Н.Н., Садчиков В.В.

*Институт кристаллографии РАН*  
alshits@ns.crys.ras.ru

Выполнен цикл работ, приведших к открытию и исследованию макроскопического магнитоэластического эффекта в немагнитных кристаллах – NaCl, LiF, PbS (см., напр., [ 1 - 4 ]).

В частности, изучена магниточувствительность макропластичности в зависимости от примесного состава кристаллов, предварительной магнитной обработки образцов, скорости деформации, индукции магнитного поля, дополнительного включения электрического поля. Установлен пороговый характер явления по величине магнитного поля и скорости деформации. Выявлена анизотропия макроэффекта, влияющая на количество действующих систем скольжения. Проведено исследование влияния предварительных термических и магнитотермических обработок образцов на кривые деформации.

Эффект детектируется по изменению предела текучести, коэффициента упрочнения и протяженности стадий на кривых деформации. В магнитном поле предел текучести уменьшается в 2 – 3 раза. Наряду с пластифицирующим действием магнитного поля обнаружено его упрочняющее влияние, что связано с химическими свойствами примесей, закрепляющих дислокации.

Полученные результаты теоретически обработаны и физически интерпретированы на основе представлений о спин-зависимых перестройках примесных центров под воздействием магнитного поля – перестройках, облегчающих открепление дислокаций от стопоров.

1. Урусовская А.А., Альшиц В.И., Смирнов А.Е., Беккауер Н.Н. Письма в ЖЭТФ, 1997, Т.65, N6, С. 470 – 474.
2. Альшиц В.И., Беккауер Н.Н., Смирнов А.Е., Урусовская А.А. ЖЭТФ, 1999, Т.115, N3, С. 951 – 958.
3. Урусовская А.А., Альшиц В.И., Смирнов А.Е., Беккауер Н.Н. ФТТ, 2000, Т.42, N2, С. 267 – 269.
4. Альшиц В.И., Урусовская А.А., Смирнов А.Е., Беккауер Н.Н. ФТТ, 2000, Т.42, N2, С. 270 – 272.



## ГРАДИЕНТНЫЕ СТРУКТУРЫ В РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ, ФОРМИРУЮЩИЕСЯ ПРИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ И ПРИ ИНТЕНСИВНОМ КОНТАКТНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Грачев В.В., Сарычев В.Д., Петров В.И., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия*  
step@sibgiu.kemerovo.su

В настоящее время уже очевидно, что однородность металлических материалов не всегда является желательной. Большой интерес представляют материалы с градиентной структурой. [1, 2]. Перспективным может быть создание градиентных структур в рельсовой стали с целью повышения эксплуатационной стойкости и долговечности железнодорожных рельсов [1, 3]. Одним из способов формирования градиентной структуры рельсовой стали является дифференцированная закалка, при которой упрочнение достигается как суммарный эффект локального и общего воздействия на металл [1, 2]. Возникновение градиентных структурно-фазовых состояний было обнаружено также в рельсах, находившихся в интенсивной эксплуатации [5].

Показано, что дифференцированная закалка рельсовой стали М76 создает в головке рельса приповерхностный слой (на глубину 1,0-2,0 мм) повышенной твердости и износостойкости, с трехслойной градиентной структурой, структурно-фазовый состав и дисперсность которой не только существенно отличны от таковых для остатального объема рельсового металла, но и немонотонно изменяются по мере удаления от поверхности – в пределах градиентного слоя. Математическая модель на основе расчета температурного поля [4] и моделирования анизотермического превращения аустенита позволяет теоретически предсказывать структурно-фазовое состояние и свойства рельсовой стали при данном режиме дифференцированной закалики.

Результаты исследования рельсов после эксплуатации свидетельствуют о формировании в головке рельса приповерхностного слоя толщиной ~100 мкм с весьма мелкодисперсной структурой и высокой твердостью, и переходного слоя между приповерхностным объемом и основным материалом. Показано, что воздействие со стороны колес подвижного состава модифицирует рельсовый металл на глубину 1,0-1,5 мм от поверхности катания. Характер структуры приповерхностного слоя и наличие переходной зоны позволяют говорить о существенном сходстве «естественных» градиентных структур в рельсах после эксплуатации, с «искусственными», получаемыми в рельсовой стали при дифференцированной термической обработке.

1. Громов В.Е., Бердышев В.А., Козлов Э.В. и др. Градиентные структурно-фазовые состояния в рельсовой стали.– М.: «Недра коммюникейшинс ЛТД», 2000.– 176с.
2. Малинов Л.С. Получение макронеоднородной регулярной структуры в сталях методами дифференцированной обработки // МиТОМ. 1997. № 4. С. 7-11.
3. Актуальные проблемы производства рельсов / Под ред. В.Е. Громова: СибГИУ. – Новокузнецк, 2001. – 260 с.
4. Сарычев В.Д., Рыбьянец В.А., Грачев В.В. и др. Анализ теплофизической ситуации при дифференцированной закалке // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. 2001. № 4. С. 46-48.
5. Иванисенко Ю.В., Бауманн Г., Фехт Г. и др. Наноструктура и твердость «белого слоя» на поверхности железнодорожных рельсов // ФММ. 1997. Т.83. № 3. С.104-111.

## ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР ПРИ ПРЕРЫВИСТОМ ТЕРМОУПРОЧНЕНИИ АРМАТУРЫ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА

Юрьев А.Б.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>2</sup>, Чинокалов В.Я.<sup>1</sup>, Целлермаер В.Я.<sup>2</sup>, Козлов Э.В.<sup>2</sup>

1 - *ОАО "Западно-Сибирский металлургический комбинат", Россия*

2 - *Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*  
step@sibgiu.kemerovo.su

При производстве стержневой аппаратуры изменением скорости и температуры прокатки в потоке сортовых станов 250, 450, количества и последовательности включения секций, а также давления воды в них регулируют структурно-фазовый состав в сечении и добиваются высоких механических свойств готового проката.

Исследована связь между структурным состоянием стержневой арматуры диаметром 32 и 40 мм из сталей марок Ст3Гпс, 18Г2С и 25Г2С, формирующимся при ускоренном охлаждении, и ее механическими свойствами.

Ускоренное охлаждение стержней диаметром 40 мм приводит к формированию в поперечном сечении проката структурного композита, состоящего из поверхностного и переходного слоев, и сердцевины, одинаковых для сталей марок Ст3Гпс, 18Г2С и 25Г2С. Для арматуры диаметром 40 мм поверхностный слой толщиной 2,25 мм состоит из продуктов отпуска мартенсита, переходный слой толщиной 2 мм - из феррита с  $d_{\phi}=22\text{мкм}$  и тонкодисперсного перлита. При этом в центре сохраняется феррито-перлитная структура. Для арматуры диаметром 32 мм толщина поверхностного слоя составляет 1,44 мм, а в переходном слое толщиной 4,85 формируется структура феррита с включениями дисперсных карбидов величиной до 0,4 мкм.

Таблица.

### Механические свойства

№ режима	Сталь 3Гпс			Сталь 18Г2С			Сталь 25Г2С		
	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta_5$ , %	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta_5$ , %	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta_5$ , %
Арматура диаметром 40 мм									
1	485	330	33	520	345	29	620	430	26
2	490	355	32	530	365	28	630	455	25
3	560	465	28	620	485	26	690	540	20
4	610	530	26	660	550	23	710	560	17

Установлены количественные закономерности изменения скалярной и избыточной плотности дислокаций, амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки и моментных напряжений в поверхностном и переходном слоях и в сердцевине.

## ПРИРОДА ДЕГРАДАЦИИ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ ПАРОНАГРЕВАТЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Пискаленко В.В.<sup>1</sup>, Данилов В.И.<sup>2</sup>, Зуев Л.Б.<sup>2</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Целлермаер В.Я.<sup>1</sup>

1 - *Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*  
step@sibgiu.kemerovo.su

2 - *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия*  
levzuev@mail.tomsknet.ru

Разработка способов оценки работоспособности теплоэнергетического оборудования невозможна без понимания физических процессов изменения эксплуатационных характеристик металла и его структуры. Выполнен анализ механических свойств головок кипящих труб из стали 10 после 50 лет эксплуатации. Данные дополнены измерениями скорости ультразвука. В исходном состоянии сталь имеет феррито-перлитную структуру, где объемная доля перлита не превышает 15%. Границы ферритных зерен тонкие и четкие. Выделения карбидной фазы отсутствуют как в теле ферритных зерен, так и на границах. После длительной эксплуатации структура становится неоднородной. Появляются зоны локальной рекристаллизации, в которых средний размер зерна возрос от 17,6 мкм до 22,2. В этих зонах фактически отсутствует перлитная составляющая. С другой стороны, по краям таких зон наблюдается повышенное содержание перлита. Очевидно, с этими фактами связан сильный разброс микротвердости от 1430 до 1700 МПа. Важно также отметить, что разрушение растягиваемых образцов происходит в районе рекристаллизованных зон.

Материал Ст10	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\sigma_{\text{т}}$ , МПа	$\delta$ , %	Скорость ультразвука м/с
состояние поставки	510	364	25,4	2851±2
после 50 лет эксплуатации	426	264	29,4	2865±0,2
Согласно сертификату на котел	460	-	21	-

Причины наблюдаемых изменений связаны с процессами деградации структуры. Во-первых, хотя и очень медленно, происходит обезуглероживание стали. Во-вторых, идет распад и перераспределение перлитной составляющей. Наконец, определенным образом проявляются рекристаллизационные процессы. Все это приводит к снижению прочностных характеристик и к росту пластичности металла.

Таким образом: установлено, что в результате длительной (50 лет) эксплуатации паронагревательных труб из стали 20 произошло снижение предела текучести на 27%, временного сопротивления разрушению - на 16% и возрастание относительного удлинения до разрыва - на 15%. Эти изменения механических характеристик явились следствием деградации структуры стали, которая выразилась в перераспределении и частичном распаде перлитной составляющей, росте ферритного зерна в отдельных зонах и, по-видимому, в обезуглероживании металла. Процессы деградации механических свойств и структуры материала сопровождались регулярными изменениями скорости распространения ультразвуковых поверхностных волн, что открывает перспективу использования акустического метода для диагностирования состояния теплоэнергетического оборудования.

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ ПРИ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОЙ УСТАЛОСТИ

Коновалов С.В., Коваленко В.В., Соснин О.В., Громов В.Е., Целлермаер В.В.,  
Козлов Э.В. \*, Иванов Ю.Ф. \*

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*  
step@sibgiu.kemerovo.su

*\*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия*  
kozlov@mail.tomsknet.ru

Эволюция дислокационной субструктуры позволяет оценить приближение наступления критической стадии разрушения при усталости. Важным является возможность восстановления ресурса металла. Целью данной работы являлось установление физической природы структурно-фазовых превращений в нержавеющей стали 08X18N10T, 45Г17ЮЗ и частичного восстановления их ресурса в условиях стимуляции токовыми импульсами при усталости. Воздействие токовыми импульсами оптимальных параметров приводит к увеличению числа циклов до разрушения на 25-30%. Методами оптической и электронной микроскопии установлено, что для стали 08X18N10T местами зарождения микротрещин являются границы фрагментов и межфазные границы раздела  $\gamma/\epsilon$  и карбид/ $\gamma$ . Найдена корреляция между плотностью микротрещин и объемной долей кристаллов  $\epsilon$ -мартенсита. Обнаружена связь траектории развития микротрещин с границами высокоанизотропных зерен и межфазными границами. На поверхности разрушения (поверхность раскрывшейся микротрещины) выделяется три зоны ее развития - зона стабильного роста трещины, зона ускоренного роста и зона долома. Эффект улучшения свойств стали при электростимулировании во многом связан с природой зарождения и развития микро- и макротрещин. Пробег трещины за цикл испытаний в исходных образцах больше, чем в стимулированных. Электростимулирование не изменяет места зарождения трещин: как и в исходном образце ими являются внутрифазные и межфазные границы раздела, но уменьшает их количество. Оно приводит к увеличению размеров и объемной доли частиц карбидных фаз и уменьшению объемной доли кристаллов  $\epsilon$ -мартенсита, что способствует повышению усталостной прочности материала. Для стали 45Г17ЮЗ электростимулирование образцов, подвергнутых циклическому нагружению, приводит к незначительному увеличению средних продольных и поперечных размеров зерен и существенному росту средней величины угла рассеяния вектора структурной текстуры, сопровождающемуся значительным расширением спектра его значений. При этом следует отметить, что электроимпульсное воздействие на исходную зеренную структуру оказалось более значимым, чем после циклического нагружения. Очевидно, причиной этому является перестройка зеренной и внутриверенной структуры горячекатаной стали в процессе циклирования. Разрушение стали в результате многоцикловых усталостных испытаний, проведенных по непрерывному режиму, а также в условиях промежуточного электростимулирования, сопровождается множественным микродвойникованием. И, по-видимому,  $\gamma \rightarrow \epsilon$  мартенситным превращением, способствующим формированию микротрещин. Повышение ресурса работоспособности образцов, подвергнутых промежуточному электростимулированию, может быть связано с торможением мартенситного  $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращения, вызванного перестройкой дефектной субструктуры под действием электрического тока.

## ВЛИЯНИЕ ТОКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ЭВОЛЮЦИЮ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ В СТАЛИ 45Г17Ю3 ПРИ УСТАЛОСТИ

Лейкина О.С., Коновалов С.В., Целлермаер В.В., Соснин О.В.,  
Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. \*

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*  
step@sibgiu.kemerovo.su

\**Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия*  
kozlov@mail.tomsknet.ru

Несмотря на то, что исследованием явлений, происходящих при усталости, занимаются более века, интерес к ним до сих пор не иссяк. Одним из методов модифицирования физико-механических свойств при усталости является воздействие токовыми импульсами или электростимуляцией, в результате которого происходит увеличение рабочего ресурса изделий на 10-15% [1].

В данной работе проведено исследование эволюции дислокационной субструктуры марганцовистой стали 45Г17Ю3, работающей в режиме многоциклового усталости с электростимулированием.

Усталостное нагружение образцов, имеющих концентратор напряжений в виде полукруглого выреза, проходило по схеме циклического консольного изгиба. После нагружения до  $N=7 \cdot 10^4$ , что соответствует началу третьей стадии зависимости скорости ультразвука от числа циклов нагружения, проводили электростимуляцию. В работах, проводимых ранее [1], было установлено, что электроимпульсная обработка наиболее эффективна именно на этой стадии.

Нами установлено, что эволюция дислокационной субструктуры, сформированной при усталостных испытаниях, при электростимуляции существенно определяется ее типом: 1) в сетчатой субструктуре увеличивается скалярная плотность дислокаций, повышается кривизна-кручение кристаллической решетки, образуются микродвойники, свидетельствуя о том, что деформационные процессы протекают именно в этой субструктуре; 2) во фрагментированной субструктуре скалярная плотность дислокаций снижается, протекают процессы рекристаллизации, незначительно повышается величина кривизны-кручения кристаллической решетки. Пластификация материала при электростимулировании обусловлена созданием более равнопрочного материала.

1.О.В. Соснин, В.Е. Громов, Э.В. Козлов. Электростимулированная малоцикловая усталость. М.: Недра комм. 208с.

## **ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ НА ЭЛЕКТРОПОЛЕВОЕ РАЗЛОЖЕНИЕ НИТЕВИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ $\beta$ - АЗИДА СВИНЦА**

Чмелева К.В.,<sup>1</sup> Лукин М.А. <sup>1</sup>, Иванов Ф.И. <sup>2</sup>, Громов В.Е. <sup>1</sup>

*1-Сибирский государственный индустриальный университет, Россия  
step@sibgiu.kemerovo.su*

*2- Новокузнецкий филиал-институт Кемеровского Государственного  
Университета, Россия*

Обнаруженные пьезоэлектрические свойства нитевидных кристаллов  $\beta$ - азида свинца позволяют ожидать ярко выраженного влияния механического напряжения на процессы электрополевого разложения. Нагрузка, создаваемая при одноосном растяжении нитевидных кристаллов (НК), не превышала 30% от временного сопротивления разрушению, то есть НК находится в упругой области, когда размножение дислокаций и образование полос скольжения не наблюдалось. Линейное увеличение удельного газовыделения с ростом механической нагрузки легко объяснить, если учесть вклад электрического поля, возникающего за счет пьезоэффекта. Величина напряженности электрического поля за счет пьезоэффекта оказывается сопоставимой с величиной внешнего электрического поля, то есть влияние механического напряжения на разложение в области упругости можно полностью свести к процессам в электрополе.

В области пластичности влияние линейных дефектов проявляется двояко. С одной стороны, наблюдается дрейф точечных дефектов в полях упругих напряжений дислокаций, приводящий к обогащению прилегающих областей положительными зарядами. С другой стороны, поля упругих напряжений сами поляризуют НК за счет пьезоэффекта, компенсирующего поле, или, наоборот, усиливающего электрическое поле разделенных зарядов

Кристаллы азида свинца даже до приложения поля являются неоднородными с точки зрения электрических свойств. Действие электрополя осуществляется в местах его концентрации: барьеры на полосах скольжения, в приэлектродных областях и т.д. Даже в совершенно однородных кристаллах наложение электрического поля сопровождается изменением оптических и электрических свойств отдельных частей кристалла.

Присутствие последовательно включенных областей кристалла с сильным и слабым полем неизбежно приводит к их взаимодействию. В частности, распределение напряжения по образцу зависит как от первоначальных свойств этих областей, так и от интенсивности ионизации и образования конечных продуктов распада.

Таким образом, нитевидные кристаллы азида свинца уже при нормальных условиях находятся в электрически возбужденном состоянии, в котором процессы ионизации могут индиферироваться за счет сравнительно небольшого дополнительного поля различной природы.

## ДЕФЕКТНО-ПОРИСТАЯ СТРУКТУРА ФУЛЛЕРЕНА C<sub>60</sub>

Ростовцев Р.Н.

Тулский государственный университет

rr170262@uic.tula.ru

Дефектно-пористая структура кристаллов C<sub>60</sub>, создаваемая перекристаллизацией и отжигом, исследовалась при помощи рентгеновской дифракции (РД) и адсорбции N<sub>2</sub> при 77 К. Порошок C<sub>60</sub> перекристаллизовывали из раствора CS<sub>2</sub>. Использовали перекристаллизованный образец без (С-0) и с предварительным нагревом до 393 К (С-13) и 673 К (С-30). Дифрактограммы этих трех образцов и контрольного образца C<sub>60</sub> с ГЦК структурой получены с использованием CuK $\alpha$  излучения при комнатной температуре (рис. a-d) [1]. Увеличение ширины максимума ГЦК-отражений указывает на уменьшение размеров кристаллов, а падение интенсивности - на присутствие точечных дефектов, таких как вакансии, пустоты и молекулы растворителя. Два из новых четырех максимумов можно отнести к отражениям 110 и 310 ПК-решетки. Два других максимума (отмечены стрелками) с d-расстоянием в 0,47 и 0,93 нм возникают из-за сверхструктуры решетки, что указывает на высокую плотность дефектов замещения. Дефектная структура явно ассоциируется с пористой структурой, оцениваемой по адсорбции N<sub>2</sub>. Изотерма адсорбции показала наличие как мезо-, так и микропор. Средняя ширина микропор составляла 0,8 нм, что близко к размеру молекул C<sub>60</sub>; средняя ширина мезопор - 5 нм. Мезопоры исчезают в результате отжига при 393 К. Микропоры сохраняются даже при нагреве до 673 К.

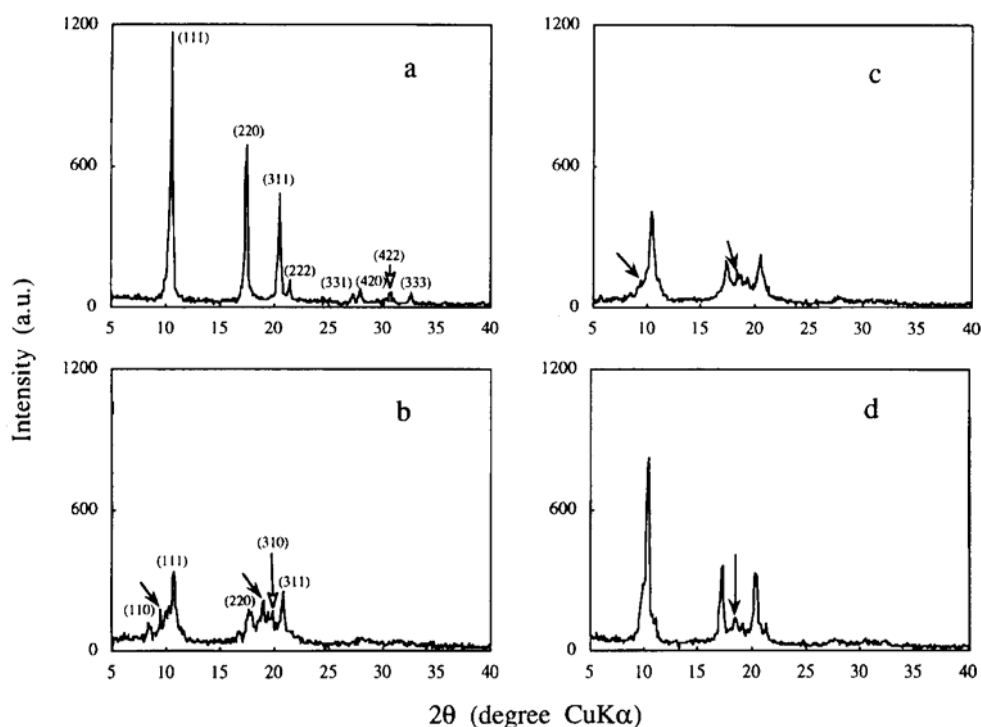


Рис. Рентгеновские дифрактограммы: а) Контрольный образец C<sub>60</sub>; б) перекристаллизованный без последующего нагрева образец (С-0); с) перекристаллизованный и нагретый до 393 К образец (С-13); д) перекристаллизованный и нагретый до 673 К образец (С-30).

1. Rostovtsev R., Ishii C., Setoyama N., Uekawa N., Kaneko K. Recrystallization-induced defect porous nature of C<sub>60</sub> crystals // Adsorption. - 1996. - № 2. - P. 153-156.

## ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Чертов В.М.

*Инженерно-физический центр, Москва*  
chertovv@mail.ru

Новые разработки устанавливают ряд критериев разрушения, основанных на результатах испытаний на растяжение [1,2]. Согласно этим разработкам, сопротивление зарождению трещин определяется из соотношения работы разрушения, соответствующей площади диаграммы растяжения в истинных координатах, и предела текучести; сопротивление распространению трещин пропорционально произведению этой работы на величину предела текучести. Представляет интерес оценка работоспособности изделий из высокопрочной стали по этим критериям после термообработки по различным режимам и нанесения металлических электрохимических покрытий. После улучшения и двойной изотермической обработки стали 60С2А и 65С2ВА, имея удовлетворительные показатели прочности и пластичности [3], сохраняют склонность к водородному охрупчиванию (ВО) при электрохимической обработке [4]. Двойная и двухступенчатая изотермическая обработка на нижний бейнит, с повышенной температурой отпуска или второй ступени, сохраняя прочность на том же уровне, позволяет повысить относительное сужение с 31 до 42 и, соответственно, до 52%, а также сопротивление зарождению и распространению трещин после нанесения покрытия, полностью исключив опасность ВО [5].

Применение изотермической закалки с повышенным отпуском для стали 30ХГСН2А также имеет явные преимущества: получены наибольшие значения сопротивления зарождению и распространению трещин, в том числе после кадмирования из цианидного электролита или цинкования из щелочного электролита; сталь также оказывается не склонной к ВО [4].

Низкая изотермическая закалка с отпуском на твердость 54-58 ед. по Роквеллу позволяет, при весьма высокой прочности, достичь в стали 60С2А и 65С2ВА необычно высокой пластичности – не менее 32% - и сохранить ее после кадмирования и меднения (для первой) и химического никелирования (для второй марки), предотвращая ВО; при этом сталь 65С2ВА имеет весьма высокое сопротивление распространению трещин, что неожиданно для стали с таким уровнем прочности [6].

Полученные выводы подтверждены при производственном внедрении двойной изотермической обработки пружинных шайб из 65Г: полностью исключены поломки при заневоливании и эксплуатации оцинкованных шайб, в том числе с наименьшей толщиной 0,5 мм, причем отпала необходимость в окончательном прогреве и в самом заневоливании.

1. Скуднов В.А. Оценка структурно-напряженного состояния сталей с помощью комплексов разрушения. Н. Новгород. НГТУ. 2001. 29 с.
2. Скуднов В.А. //Сб. тр. 5 Собрания металлосведов России. Краснодар. КубГТУ. 2001. С. 261-264.
3. Рахштадт А.Г. Пружинные стали и сплавы. М.: Металлургия. 400 с.
4. А.С. СССР №1585351. Бюлл.№30.15.08.90
5. Чертов В.М. // Сб. тр. XXXV семинара «Актуальные проблемы прочности». Псков. ППИ. 1999. С. 304-306.
6. Чертов В.М. //МиТОМ. 1997. №7. С. 26-30.



## ТРАНСФОРМАЦИОННО УПРОЧНЕННЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ И КЕРАМИЧЕСКИЕ КОМПОЗИТЫ

Кульков С.Н.

*ИФПМ СО АН СССР, г. Томск*

kulkov@ispms.tsc.ru

Обоснован принцип использования в качестве связующей фазы композиционного материала сплавов, обладающих структурной неустойчивостью. Это обуславливает формирование высокой пластичности и вязкости композита.

Проведен широкий комплекс исследований общих закономерностей деформации и разрушения композитов, упрочненных карбидными и оксидными частицами со структурнонеустойчивыми связками, особенностей неупругого поведения связки, обладающей структурным фазовым превращением, получены экспериментальные доказательства, что связующая фаза в подобных композитах играет определяющую роль. При этом основным требованием, предъявляемым к связующей фазе является то, чтобы она обладала высокими значениями пластичности и упрочнением при деформации. Проведенные исследования показывают, что именно таким требованиям удовлетворяет связка со структурным фазовым превращением мартенситного типа.

Показано, что упрочняющие частицы находятся в состоянии всестороннего сжатия, причем величина его максимальна для сплава, обладающего структурной неустойчивостью. Данное состояние обеспечивает особый характер нагружения упрочняющих частиц. Проанализированы кривые нагружения широкого спектра композиционных материалов. Показано, что, если связующая фаза обладает структурным превращением, то пластичность композита возрастает примерно в 3-4 раза при сохранении прочности. При этом, на основе сравнения различных связок установлено, что пластичность возрастает при любом типе структурной неустойчивости.

Электронномикроскопическими исследованиями тонких фольг композитов показано, что в связке в условиях неоднородного нагружения в материале формируется высокодисперсная структура с характерным размером кристаллитов менее 10 нм, обладающая высокой пластичностью и высокой способностью к упрочнению. Данное структурное состояние связующей фазы обуславливает эффективную передачу внешней нагрузки на упрочнитель, вызывая при этом даже в типично хрупких частицах (например, карбида титана) дислокационное скольжение в условиях всестороннего сжатия. При этом происходит смена механизма разрушения: от одной магистральной трещины к множественному растрескиванию пластически деформированных карбидных частиц с сохранением сплошности материала и, в конечном счете, к высокому значению вязкости разрушения.

Показано, что влияние связки со структурным превращением сохраняется до скоростей нагружения 3000 м/сек, при этом энергия, затрачиваемая на разрушение материала на 20-30% выше. Обнаружена фрагментация материала на поверхности разрушения, при этом наличие превращения приводит к аморфизации поверхности разрушения. Таким образом, принцип использования структурнонеустойчивых связок позволяет создавать материалы, эффективные против действия импульсных нагрузок.

Разработаны способы получения композитов со структурнонеустойчивыми связками, определены условия формирования оптимальных структур в материале, разработаны методы управления физико-механическими свойствами, создан спектр новых материалов.

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА TiC-TiNi С ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРНО-НЕУСТОЙЧИВОЙ МАТРИЦЕЙ

Сивоха В.П., Кульков С.Н.  
ИФПМ СО АН СССР, г. Томск  
kulkov@ispms.tsc.ru

Известно, что релаксация пиковых напряжений, возникающих при нагружении композиционных материалов осуществляется обычно путем микропластических сдвигов. В [1,2] изучен и описан новый механизм повышения пластичности матрицы за счет реализации в ней структурно-фазового перехода мартенситного типа. Показано, что изменение структурного состояния матрицы в процессе деформирования приводит к эффективной релаксации полей внутренних напряжений и в результате - к значительному повышению прочностных свойств композиционного материала в целом. Однако такой механизм релаксации пиковых напряжений может реализовываться только в узком температурном интервале - вблизи температур фазового перехода. Реализовать механизм релаксации внутренних напряжений за счет структурного превращения в широком диапазоне температур и напряжений можно создав градиентную в микрообъемах матрицу, в которой микрообъемы могли бы испытывать структурный фазовый переход при различных температурах и напряжениях.

В работе предложена технология создания микроградиентной структурно-неустойчивой матрицы на основе никелида титана и исследованы механические свойства композиционного материала TiC-TiNi.

Композиционный материал готовили методом порошковой металлургии, включающим спекание каркаса из порошка TiC с последующей пропиткой никелидом титана эквиатомного состава. В качестве элемента создающего градиентность химического состава выбрано железо, легирование которым эффективно понижает температуру мартенситного превращения никелида титана. Количество вводимого в композиционный материал железа составляло 1вес.%, 2вес.% и 3вес.%. Температурные интервалы мартенситных превращений в матрице определяли по закономерностям температурной зависимости электросопротивления композиционного материала. Прочностные свойства композиционного материала определяли по величине критического напряжения разрушения при нагружении образцов по схеме трехточечного изгиба.

Показано, что при увеличении концентрации железа в композиционном материале происходит расширение петли температурного гистерезиса мартенситного превращения в область низких температур. Таким образом, температурный интервал структурной неустойчивости матрицы удалось расширить за счет образования в ней микрообъемов с температурами мартенситного превращения ниже, чем основном объеме.

Установлено, что напряжение разрушения композиционных материалов увеличивается с ростом концентрации железа, при этом пластичность также повышается, что обусловлено образованием в матрице микрообъемов с температурами мартенситного превращения вблизи  $T_{комн.}$ .

1. Полетика Т. М., Кульков С. Н., Панин В. Е. Структура, фазовый состав и характер разрушения спеченных композиционных материалов TiC-TiNi. Порошковая металлургия, 1983, Т.7, с. 54-59.
2. D. Mari, D. C. Dunand NiTi and NiTi-TiC composites: Part 1. Transformation and thermal cycling behavior. Metall. And Materials Trans., 1995, v. 26A, p. 2833-2847.

# СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ОБРАБОТАННЫХ СОВМЕЩЕННЫМИ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМИ МЕТОДАМИ

Коротаев А. Д.

*Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия*  
korotaev@phys.tsu.ru

Разработка методов модификации поверхности и эффективных покрытий являются одним из важнейших направлений создания новых материалов. Весьма актуальными и перспективными являются при этом задачи выяснения закономерностей формирования структуры и природы модификации функциональных свойств материалов при их обработке совмещенными ионно-плазменными методами, ионном миксинге, создании нового класса нанокompозитных сверхтвердых покрытий и др.

В реальных условиях использования указанных технологий при глубине вакуума не выше  $10^{-6}$  Торр проблема формирования оптимальных структуры и свойств оказывается многофакторной, определяемой тонкими особенностями дефектной субструктуры, фазового состава, величины внутренних напряжений, субмикро- и нанокристаллического состояния материалов.

В докладе представлены результаты анализа этих вопросов применительно к обработке поверхности "подложка-покрытие" методами ионного миксинга; синтеза покрытий в условиях совмещения вакуумно-дугового напыления и облучения низкоэнергетическими ионами; создания нанокompозитных покрытий типа "металл-TiN" в условиях облучения ионами низкоэнергетической газоразрядной азотной плазмы.

Показано, что в зависимости от условий ионно-плазменной обработки на глубине  $\leq 200-300$  nm формируется широкий спектр структур с плотностью дислокаций до  $10^{11}$  см<sup>-2</sup>, аномально-высоким пересыщением твердых растворов, выделением вторичных фаз дисперсностью ниже 10 nm, нанокристаллическим, аморфно-кристаллическим и аморфным состоянием. Структура слоя покрытия типа TiN на поверхности сопряжения "подложка-покрытие" оказывается нанокристаллической, либо пластинчатой с эпитаксиальным зарождением. Снижение различия параметров решетки подложки и покрытия увеличивает долю их эпитаксиального сопряжения. В поверхностном слое субстрата и по всей толщине покрытия впервые обнаружена высокая кривизна кристаллической решетки  $\chi_{ij} \leq 20-40$  град/мкм.

Впервые по величине  $\chi_{ij}$  выполнена оценка локальных внутренних напряжений и их градиентов, которые достигают близких к теоретической прочности значений, достаточных для самопроизвольного разрушения покрытий. Делается вывод, что их синтез должен отвечать требованиям снижения напряжений, их градиентов и формирования равновесных границ субмикро- и нанозерен.

Показано, что этим требованиям удовлетворяет технология совмещения вакуумно-дугового (ионно-плазменного) напыления с облучением растущего покрытия низкоэнергетическими ( $< 200-300$  eV) и высокоэнергетическими ( $> 10^3$  eV) ионами. Обсуждена проблема создания нового класса материалов - нанокompозитных сверхтвердых покрытий типа "металл-TiN" с целенаправленным изменением их вязкости разрушения, теплопроводности, коэффициента трения путем изменения соотношения фаз и достижением высоких прочностных свойств изменением структурного состояния (достижением нанокристаллического строения).

Показана принципиальная возможность получения нанокompозитных покрытий с твердостью  $H_{\mu} \geq 40$  ГПа с использованием совмещенных технологий.

## ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ПОЗВОНОЧНИКА ПРИ СПОНДИЛИТАХ

Афонин Д.Н., Афонин П.Н.  
СПбГЭТУ, СПбНИИ фтизиопульмонологии МЗ РФ  
spb489@spb.sitek.net

Воспалительные заболевания позвоночника (спондилиты) часто приводят к инвалидизации больных вследствие разрушения тел позвонков, деформации позвоночного канала и компрессии спинного мозга. Современные методы визуализации (рентгенография, компьютерная томография, магнитно-резонансная томография и др.) констатируя состояние позвоночника на момент исследования, не позволяют прогнозировать течение заболевания и возможные осложнения. Задачей настоящего исследования являлась разработка системы прогнозирования течения воспалительных процессов в позвоночнике, основанной на физико-механическом моделировании процессов разрушения тел позвонков и деформации позвоночника и спинного мозга. Для решения поставленной задачи было разработано несколько физико-механических моделей. Линейные и угловые размеры позвонков регистрировались путем непосредственного их измерения на рентгенограммах. При анализе использовались литературные данные о механических характеристиках биологических тканей, составляющих позвонки. Вычисления производились с использованием метода конечных элементов в пакете прикладных программ COSMOS/Works. В процессе вычислений, в соответствии с принятой расчетной схемой, строилась трехмерная геометрическая модель, производилось ее разбиение на конечные элементы, задавались граничные условия, производился расчет напряжений и перемещений. Конечные элементы выбирались типа трехмерных сплошных элементов. На первом этапе исследования больного использовалась расчетная модель в которой позвоночник рассматривался как система, состоящая из 47 последовательно соединенных звеньев, моделирующих 24 позвонка (с 1 шейного по 1 крестцовый) и 23 межпозвонковых диска (с С<sub>1-2</sub> по L<sub>5-S<sub>1</sub></sub>). При этом позвонки моделировались в виде кубов, состоящих из наружного слоя (компактной костной ткани) и внутреннего – губчатой кости. Межпозвонковые диски моделировались призматической формы, соответствующей угловым взаимоотношениям позвонков на исследуемом уровне. Производилось исследование напряжений и деформаций в телах позвонков как в норме, так и при патологических состояниях. При этом на основании данных рентгенографии моделировались конкретные клинические ситуации. На втором этапе рассматривался пораженный сегмент позвоночника. При этом основной задачей было исследование деформации позвоночного канала вследствие разрушения тел позвонков. На основании изучения напряжений в остатках пораженных тел позвонков моделировались ситуации прогрессирования процесса разрушения и дальнейшей деформации позвоночного канала. На третьем этапе рассматривались процессы, происходящие в спинном мозге вследствие деформации позвоночного канала. При этом спинной мозг моделировался в виде анизотропного овального стержня. Исследовались напряжения в спинном мозге на уровне деформации и их сопоставление с клиническими проявлениями у конкретных пациентов. На четвертом, заключительном, этапе производилось моделирование хирургических вмешательств у конкретного больного. При этом рассматривались различные варианты передней и задней фиксации позвоночника и выбирался наиболее оптимальный вид хирургического пособия пациенту.

## МЕХАНИКА РАЗРУШЕНИЙ КОЖНЫХ КАПИЛЛЯРОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ОТРИЦАТЕЛЬНОГО ДАВЛЕНИЯ

Афонин П.Н., Афонин Д.Н.

*СПбГЭТУ, СПбНИИ фтизиопульмонологии МЗ РФ*  
spb489@spb.sitek.net

Одной из актуальных проблем современной клинической и экспериментальной медицины является ранняя диагностика патологий сердечно-сосудистой системы. Решение этой проблемы зависит, в основном, от эффективности применяемых инструментальных средств диагностики. Нами разработан дерматокондуктометрический метод [1] и внедрен в клиническую практику основанный на нем биотехнический комплекс, позволяющий производить неразрушающий (неинвазивный) контроль за состоянием стенок кровеносных капилляров кожи. Сущность метода заключается в создании с помощью отрицательного давления (величиной до 200 мм. рт. ст., в течении 1 мин.) в локальной зоне кожного покрова (площадью 2,5 см<sup>2</sup>) напряженно-деформированного состояния (НДС). При этом происходит деформация стенок капилляров, выход через имеющиеся в них отверстия плазмы крови в межклеточное пространство и регистрируемые изменения электрической проводимости последнего. Приборная реализация метода потребовала проведения комплекса исследований – клинических исследований распределения деформаций у людей в норме и патологии, математического моделирования НДС слоя кожи, физического моделирования с использованием пористого матрикса.

Для исследования НДС слоя кожи был построен ряд расчетных схем, проведены с использованием пакета конечно-элементного моделирования Cosmos/Works расчеты и выбрана расчетная схема, позволяющая наиболее адекватно описать процессы, происходящие в слое кожи [2]. Основной сложностью являлся учет при моделировании процесса "подсоса" окружающих тканей под накладываемую на кожу электродно-вакуумную измерительную систему. Граничными условиями здесь явились данные наших клинических исследований. Построенная модель позволила исследовать процесс изменения проницаемости стенки капилляров для плазмы крови вплоть до ее механического разрушения. Результаты впервые позволили количественно оценить объем выходящей из капилляров плазмы в единицу времени, соответствующую ему степень изменения электрической проводимости дермы кожи, оптимизировать параметры отрицательного давления, сформировать методику исследований [3].

В настоящее время разработанный нами дерматокондуктометрический метод показал свою высокую прогностическую значимость при диагностике нарушений периферической гемодинамики при различных заболеваниях (артериосклероз, венозная недостаточность, воспалительные заболевания позвоночника), а методология исследования биомеханики проницаемости кожных капилляров легла в основу комплекса лабораторных работ, проводимых в рамках курса "Биомеханика" на кафедре прикладной механики СПбГЭТУ "ЛЭТИ".

1. Патент 2080816 Россия, МКИ<sup>3</sup> 6 А 61 В 5/00, G01 N 33/483. Способ определения проницаемости капилляров кожи // Д.Н.Афонин, П.Н.Афонин, Н.А.Гордеев, Е.И.Игнатьев (Россия) N 93027114/14; Заяв. 12.05.93; Оpubл. 10.06.97. Бюл. N 16.
2. Афонин Д.Н., Баллюзек Ф.В., Добрынин Е.В., Афонин П.Н. Способ определения проницаемости кожных капилляров // Медицинская техника.- 1997.- № 6.- С. 30-33.
3. Афонин П.Н., Афонин Д.Н. Некоторые аспекты моделирования биомеханики кожной микроциркуляции // Материалы межд. конф. по мягким вычислениям и измерениям, СПб, 1-6 июня 2000 г. - СПб., 2000.- Т.2., С. 190-192.

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО И ХИМИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ ТЕПЛОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Виноградов Н.С., Ляшенко Л.В., Паршуков Л.И, Смирнов В.Н., Гильмутдинов Ф.З., Канунникова О.М.

НИТИ “Прогресс”, ФТИ УрО РАН, г. Ижевск, [ftt@uni.udm.ru](mailto:ftt@uni.udm.ru)

В работе для выяснения физических процессов, происходящих при электронно-лучевой сварке и тепловой обработке мартенситностареющей стали были проведены исследования химического состава, а также структурных изменений. Исследовалась мартенситостареющая сталь, состоящая из 30% аустенита, 59% мартенсита и 11% интерметаллидов. В результате металлофизических исследований установлено, что приповерхностные слои швов обогащены Al. Наибольшее обогащение наблюдается на глубине порядка 6 нм от поверхности. Обогащение вызвано, главным образом, термостимулированной сегрегацией из окружающей матрицы. При этом области, прилегающие к шву, обедняются Al. При скорости сварки 6 мм/с некоторое обеднение поверхности шва объясняется испарением  $Al_2O_3$ , которое наблюдается при высоких температурах (1200 – 1500 °С). Нагрев при сварке стимулирует также сегрегацию Ti в шов. Низкая его концентрация вблизи облучаемой поверхности шва на глубине 0,16 мкм может быть связана с испарением: известно, что титан может испаряться из сталей в вакууме при температурах выше 600 – 700 °С. Сварной шов, за исключением сверхтонких приповерхностных слоев, обеднен Mo – молибден и его окислы летучи при высоких температурах. Несмотря на обогащение шва Al и обеднение Mo, его состав соответствует мартенситно-стареющим сплавам, способным упрочняться за счет старения. В состав приповерхностных слоев швов в значительном количестве входят кислород и углерод, образующие оксиды и карбиды металлов. Присутствие кислорода и углерода объясняется составом остаточной атмосферы вакуумной камеры установки электронно-лучевой сварки и степенью загрязненности свариваемых поверхностей. Содержание карбида титана составляет до 25% от общего содержания Ti. Al вступает в реакцию с азотом остаточной атмосферы с образованием нитрида алюминия – 15% от общего содержания Al. Скорость прохода сварки оказывает влияние как на количественный состав швов, так и на химическое состояние компонентов. Увеличение скорости прохода приводит к росту обогащения поверхности швов Al, Ti и росту доли оксидов всех элементов. С уменьшением скорости прохода шов и околошовная зона разогреваются до более высоких температур. При уменьшении скорости охлаждения создаются более благоприятные условия для испарения Al и Ti из тонких поверхностных слоев. Скорость сварки определяет фазовый состав швов - в шве, полученном с большей скоростью, присутствует аустенит, что объясняется увеличением скорости охлаждения шва (по сравнению со швом, полученным с меньшей скоростью) вследствие узости зоны термического влияния. Понижение коррозионной стойкости околошовных областей является результатом обеднения их Al и Ti, достаточное количество окислов которых обычно создают защитный слой на поверхности сплава и предотвращают коррозию и глубокое окисление. Направление изменения состава поверхности было оценено на основании анализа кривых ликвидуса на диаграммах состояний двойных систем, составленных из пар компонентов сплава. Сегрегационное поведение, а значит и структурные изменения в шве, сваренном со большей скоростью, при нагреве в вакууме отличаются качественно и количественно от изменений, происходящих в шве, сваренном с меньшей скоростью, а также опережают их по температуре на 20-30 °С. Отличия могут быть обусловлены более высоким уровнем микронапряжений в шве и околошовной зоне.

## ВЛИЯНИЕ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ОТ4

П.В.Быков, Ф.З.Гильмутдинов, В.А.Волков, А.А.Колотов, В.Я.Баянкин

*Физико-технический институт УрО РАН, г.Ижевск.*

Проведено сравнительное исследование структуры изломов, состава поверхностных слоев, микротвердости имплантированных ионами  $Ag^+$  и  $Si^+$  ( $E=40\text{КэВ}$ ,  $j=10\text{мкА/см}^2$ ,  $D=10^{15}$ ,  $10^{16}$ ,  $2\times 10^{16}$ ,  $3\times 10^{16}$ ,  $5\times 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>) образцов сплава ОТ4 (Ti-основа, Al-2,2масс.%, Mn-0,6масс.%) после разрушения на стенде для испытаний на усталостную прочность при максимальном знакопеременном изгибающем напряжении по сечению ( $9\times 2\text{ мм}^2$ )  $\sigma_{\text{max}}\sim 1,8\text{ кгс/мм}^2$  и амплитуде 1см.

Рентгеноструктурный анализ образцов проводился на дифрактометре ДРОН-3М с использованием  $CuK_{\alpha}$  - излучения, структура изломов изучалась на растровом электронном микроскопе РЭМ-100У. Состав поверхностных слоев исследовался на масс-спектрометре MS-7101M, измерение микротвердости проводились по стандартной методике на ПМТ-3 с нагрузкой 20 и 100 г.

Показано, что имплантация ионов  $Si^+$  и  $Ag^+$  приводит к заметному снижению циклической прочности. При одинаковой нагрузке неимплантированные образцы выдерживали до 60000 циклов, а имплантированные образцы ломались, в частности при  $D=5\times 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>, после 1000-2000 циклов нагружений.

На изломе образцов под имплантированной поверхностью обнаружена область, имеющая волокнистую структуру, где волокна перпендикулярны поверхности. Толщина этой области составляет примерно 0,5-0,7мм. Разрушение образцов начинается с облученной стороны.

На рентгенограммах образцов характерно увеличение параметра решетки с облученной стороны, связанное, возможно, с внедрением и последующим расположением имплантированных ионов в базисной плоскости. Увеличение параметра решетки, очевидно, приводит к появлению значительных напряжений в образцах и, как следствие, к их быстрому разрушению.

Анализ химического состава имплантированных образцов после разрушения выявил заметное обогащение поверхностных слоев атомами алюминия и марганца. Кроме того, обнаружена трансформация концентрационного профиля внедренных атомов кремния. На самом изломе обнаружено большое количество алюминия, марганца, кремния и лишь следы титана. Это может говорить о выделении легирующих компонентов по границе излома и о миграции атомов кремния к поверхности в процессе усталостных испытаний.

Обсуждаются возможные механизмы влияния ионной имплантации на усталостную прочность титанового сплава ОТ-4.

## ПЛАСТИЧНОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ПАРАТЕЛЛУРИТА

Виноградов А.В., Ломонов В.А., Першин Ю.А., Писаревский Ю.В., Сизова Н.Л.

Среди кристаллов, используемых в настоящее время в качестве акустооптических материалов,  $\alpha$ - $\text{TeO}_2$  - парателлурилит выделяется своими уникальными свойствами. Он применяется в различных устройствах, особенно в широкоапертурных дефлекторах, спектроанализаторах, неколлинеарных фильтрах. Для этого кристалла характерна чрезвычайно высокая степень анизотропии упругости. Отношение максимального модуля упругости к минимальному  $E_{\text{макс}}/E_{\text{мин.}} \sim 11$ , что значительно превышает подобное отношение для других кристаллов.

Монокристаллы  $\text{TeO}_2$  выращивались методом Чохральского на лабораторной автоматизированной установке с непрерывным контролем диаметра кристалла в процессе роста. Из середины монокристалла  $\text{TeO}_2$  диаметром 50 мм вырезаются пластины размером 10x10x2 мм по плоскостям (100), (010), (001) и (110). Индентирование производилось на высокотемпературном микротвердомере с нагрузкой  $P=1,5\text{Н}$  в температурной области  $T_{\text{комн.}} - 650^\circ\text{C}$ . Ориентация индентора Виккерса подбиралась таким образом, чтобы края были четкими, а образующиеся боковые трещины не вызывали расщепления поверхности [1].

На рисунке представлены зависимости микротвердости по Виккерсу -  $H_V$  для плоскостей (001)-○, (100), (010)-●, (110)-▲ от температуры в температурной области  $T_{\text{комн.}} - 650^\circ\text{C}$ . Как видно из рисунка, плоскость (001) является “более жесткой” во всем температурном интервале, однако в температурной области от комнатной температуры до  $300^\circ\text{C}$  эта разница значительнее. Для этой плоскости характерно слабое уменьшение  $H_V$  до  $300^\circ\text{C}$  и резкое падение  $H_V$  от  $\sim 3000$  МПа до  $\sim 1300$  МПа при дальнейшем увеличении температуры до  $650^\circ\text{C}$ . Для плоскостей (100) и (010) температурная зависимость  $H_V$  испытывает излом при  $T \sim 400^\circ\text{C}$ , что свидетельствует о резкой смене механизма деформации. Как следует из структурных соображений, эти плоскости обладают одинаковой твердостью. Плоскость (110) оказалась наиболее пластичной. Это хорошо согласуется с данными работы [2], в которой теоретический расчет элементов скольжения  $\text{TeO}_2$  на основе минимума упругой энергии достаточно хорошо описал данные макромеханических испытаний. Обычно для ковалентных кристаллов выбор плоскостей скольжения может быть сделан из рассмотрения химических связей, т.е. из энергии ядра скорее, чем из минимума упругой энергии. Однако  $\text{TeO}_2$  настолько анизотропен, что упругое рассмотрение дает реальный вклад дислокационной активности. С точки зрения упругой энергии наиболее вероятными системами скольжения являются  $\{110\}[110]$ ,  $\{010\}\langle 100\rangle$ ,  $(001)\langle 100\rangle$ . Из температурной зависимости  $H_V$  для всех исследованных плоскостей следует, что кристалл остается хрупким до  $T < 0,7 T_{\text{плав}}$ , что является общей чертой для всех ковалентных кристаллов. Интересно отметить, что трещины около отпечатка индентора сохраняются на плоскостях (100), (001), (110) до температуры  $\sim 650^\circ\text{C}$ , на плоскости (001) при  $500^\circ\text{C}$  появляются полосы скольжения в направлении  $[110]$ , а при  $600-650^\circ\text{C}$  эти полосы скольжения покрывают весь кристалл, при этом радиальные трещины практически исчезают.

[1] V.A. Lomonov, Yu.V. Pisarevski, N.L. Sizova, I.M.Silvestrova, S.I.Dohnovskaya, M.N. Cholokov, //Cryst. Res. Technol., 27, N 7, pp. 981 -987, 1992.

[2] A. Peter, E. Fries, J. Janszky, J. Castaing, //Revue Phys.Appl. 21, pp, 289-298, 1986.



## КИНЕТИКА СТРУКТУРЫ И ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ХН75ВМЮ

Мещеряков Ю.И., Савенков Г.Г.

*Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург*

*yum@ipme.ru*

Основываясь на экспериментальных данных по динамическому деформированию и разрушению материалов, в настоящей работе принята следующая схема развития этих процессов по мере увеличения скорости деформации. При низких скоростях деформации (порядка  $10^4 - 10^5 \text{ с}^{-1}$ ) флюктуации массовой скорости осуществляются только на масштабе уровня мезо-1 (0,1-10  $\mu\text{m}$ ). По мере увеличения скорости деформации релаксация локальных напряжений перестает успевать за ростом среднего напряжения, в результате чего начинает инициироваться мезоуровень-2 (50-500  $\mu\text{m}$ ). При дальнейшем росте скорости деформации развивается динамическая фрагментация материала, что является началом динамического разрушения. Поскольку характерные масштабы фрагментации совпадают с масштабом мезоуровня-2, инициирование последнего можно принять за начало динамического разрушения материала.

Для экспериментальной проверки изложенной выше схемы, была проведена серия ударных испытаний плоских мишеней из сплава ХН75ВМЮ в условиях одноосной деформации и диапазоне скоростей ударника 100-400 м/с. Для регистрации скорости свободной поверхности мишеней использовали скоростной интерферометр. Диаметр лазерного пятна интерферометра на мишени равен 70-100  $\mu\text{m}$ , что соответствует размеру одного структурного элемента уровня мезо-2. При этом за один акт ударного нагружения регистрируется: (1) средняя скорость структурного элемента мезо-2, (2) дисперсия массовой скорости на уровне мезо-1. Для получения данных о дисперсии скорости на уровне мезо-2, осуществляли трехкратное ударное нагружение идентичных мишеней при одинаковой скорости ударника. Полученные в результате данные о дисперсии скорости на двух масштабных уровнях сопоставляются с характером зависимости откольной прочности материала от скорости деформации. Установлено, что поведение дисперсии скорости на двух масштабных уровнях находится в противофазе друг по отношению к другу – максимум дисперсии на мезоуровне-1 соответствует минимуму дисперсии на уровне мезо-2. Началу откольного разрушения соответствует снижение дисперсии на мезоуровне-1 и увеличение дисперсии на мезоуровне-2. Экспериментально также показано, что максимальная откольная прочность материала соответствует такой скорости деформации, при которой дисперсия массовой скорости на мезоуровне-1 максимальна, а на мезоуровне-2 – минимальна. Эти данные подтверждают предложенную выше схему развития динамического разрушения при ударном нагружении в микросекундном диапазоне длительностей.

## ДЕГРАДАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ГАЗОПРОВОДА

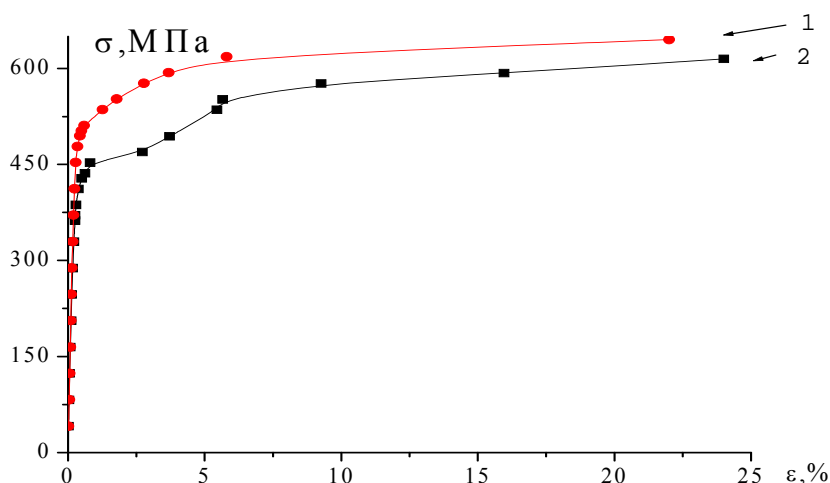
Андронов И.Н.<sup>1</sup>, Аленников С.Г.<sup>2</sup>, Богданов Н.П.<sup>1</sup>, Майорова Э.Г.<sup>1</sup>,  
Теплинский Ю.А.<sup>3</sup>.

<sup>1</sup>Ухтинский Государственный Технический Университет, Ухта  
iandronov@mail.ru

<sup>2</sup>ООО “Севергазпром”, Ухта

<sup>3</sup>Филиал ВНИИгаз “СеверНИПИГаз”, Ухта

На основе структурно-аналитической теории прочности [1] получена серия кривых  $\varepsilon = \varepsilon(t)$  для стационарной ползучести, реализуемой термоактивируемым путем. По полученным кривым ползучести построены изохронные  $\sigma - \varepsilon$  диаграммы по методике, подробно описанной в [2]. Указанные диаграммы демонстрируют, влияние фактора времени на вид изохронных кривых, показывая, что изохронные диаграммы, отличающиеся по шкале времени на  $\Delta t$  могут быть получены одна из другой путем сдвига в положительном направлении по оси  $\varepsilon$  на некоторую величину, зависящую от величины интервала времени  $\Delta t$  и уровня действующих напряжений  $\sigma$ .



Диаграммы активного нагружения образцов сплава X70, изготовленных из фрагментов газопровода, действующего в течение 5 (1) и 20 лет (2) в условиях действия квазистатических нагрузок при напряженном состоянии, близком к  $\sigma_2 \approx \frac{\sigma_1}{2} \approx 150$  МПа;  $\sigma_3 \approx 0$ .

Построенная серия изохронных кривых находится в хорошем качественном соответствии с экспериментальными кривыми, представленными на рисунке, которые показывают, что дополнительная эксплуатация в течение 15 лет приводит к заметной деградации механических свойств основного металла трубопровода.

1. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория прочности. СПб: Наука, 1993. 471 с.
2. Зубчанинов В.Г. Механика сплошных деформируемых сред. ТГТУ. Чудо, 2000. 703 с.

## ОЦЕНКА ИЗМЕНЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ

Конакова М.А., Волгина Н.И., Королев М.И., Шарыгин В.М., Чертов В.М.

*СеверНИПИГаз, Ухта; ВНИИГАЗ, Москва; РИА, Москва*  
korolev@nv.vniigaz.gazprom.ru

ООО «Севергазпром» эксплуатирует систему газопроводов большого диаметра (1020-1420 мм), сооруженных из нормализованных труб, термоулучшенных труб и труб, изготовленных из сталей контролируемой прокатки. Для исследований отбирали образцы труб, разрушившихся при авариях газопроводов.

Исследование металла нормализованных труб обнаружило грубую крупнозернистую структуру феррита, термоулучшенных труб – наличие хрупких структурных составляющих. В отдельных партиях импортных труб из сталей контролируемой прокатки обнаружено повышенное содержание фосфора. Средние значения предела текучести и относительного сужения исследованных нормализованных труб равнялось 400 МПа и 52 %, термоулучшенных – 570-630 МПа и 13-39%, труб из сталей контролируемой прокатки различных поставок – 600 МПа и 58 % (Япония), 410 МПа и 47 % (Франция), 450 МПа и 22 % (Италия). Прочность термоулучшенных труб завышена, а пластичность существенно занижена по сравнению с требованиями технических условий. На основании результатов механических испытаний определяли удельную работу деформации образцов до разрушения, и связанные с ней критерии, характеризующие сопротивление зарождению и распространению трещин. Полученные значения сравнивали с величинами, рассчитанными по данным сертификатов на трубы, которые отражают результаты заводских испытаний и характеризуют свойства труб до начала их эксплуатации.

Сравнение указанных критериальных показателей свидетельствует о существенном ухудшении в процессе эксплуатации механических свойств термоулучшенных сталей и сталей контролируемой прокатки поставок Франции и Италии. Механические свойства нормализованных сталей и стали контролируемой прокатки поставки Японии не ухудшились.

На основании полученных результатов разработаны следующие рекомендации по улучшению качества трубных сталей: температура конца прокатки труб, подвергаемых нормализации, должна быть понижена, а режим нормализации оптимизирован для обеспечения мелкозернистой структуры; спрейная закалка труб, подлежащих улучшению, должна быть равномерной со всех сторон, а режим отпуска отработан для смягчения сорбита закалки и исключения хрупких составляющих в готовых трубах; следует усилить входной контроль отечественного штрипса, изготовленного методом контролируемой прокатки, или готовых труб импортной поставки по вредным примесям. Рекомендуются также следующие металлургические приемы: обработка жидкой стали силикокальцием или иным модификатором для измельчения неметаллических включений и резкого сокращения их количества; тщательное электромагнитное перемешивание при кристаллизации непрерывнолитой заготовки, предотвращающее сегрегацию примесей и углерода и неоднородность структуры по ее сечению.

#### Сведения об авторах

1. Конакова Марина Анатольевна – к.т.н., Всероссийский научно-исследовательский институт газов и газовых технологий (ВНИИГАЗ), филиал ВНИИГАЗа – СЕВЕРНИПИГАЗ, 169400, г. Ухта, Коми, ул. Севастопольская, 1А, тел. (82147)5-25-81.
2. Волгина Наталья Ивановна – к.т.н., Всероссийский научно-исследовательский институт газов и газовых технологий (ВНИИГАЗ), 142717, Московская обл., Ленинский р-н, пос. Развилка, E-mail: Korolev@nv.vniigaz.gazprom.ru.
3. Королев Михаил Иванович – к.т.н., Всероссийский научно-исследовательский институт газов и газовых технологий (ВНИИГАЗ), г.Москва. 142717, Московская обл., Ленинский р-н, пос. Развилка, E-mail: Korolev@nv.vniigaz.gazprom.ru.
4. Шарыгин Валерий Михайлович – к.т.н., Всероссийский научно-исследовательский институт газов и газовых технологий (ВНИИГАЗ), филиал ВНИИГАЗа – СЕВЕРНИПИГАЗ, 169400, г. Ухта, Коми, ул. Севастопольская, 1А, тел. (82147)5-25-81.
5. Чертов Владилен Маркович – старший научный сотрудник Российской инженерной Академии (РИА), 129110, г. Москва, Б.Переяславская ул. д.15, кв.45, E-mail: Chertovv@mail.ru.

## ОЦЕНКА НАДЕЖНОСТИ, ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА И ДЕФЕКТНОГО СОСТОЯНИЯ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ С ПОМОЩЬЮ КОМПЛЕКСОВ РАЗРУШЕНИЯ СИНЕРГЕТИКИ

Скуднов В.А., Чертов В.М., Афанасова И.С.

*Нижегородский государственный технический университет,  
Научно-исследовательский институт измерительных систем  
chertovv@mail.ru*

1) Проблемы оценки остаточного ресурса и надежности магистральных газопроводов (некоторые виды дефектов, изменение структуры) /1,2/.

2) Факторы, влияющие на показатели конструктивной надежности, ресурса и безопасности газопровода (число циклов нагружения, интервал рабочих температур, характеристики материалов и др.).

3) Сложности и недостатки существующих методик оценки надежности и ресурса (сложность – в их зависимости от многих случайных переменных, которые, в свою очередь, являются частными случайными функциями других переменных, сложность выбора математических моделей расчета; недостатки – не учитывается деградация свойств металлов в процессе эксплуатации трубопроводных конструкций).

4) Изменение свойств металлов газопроводов в процессе эксплуатации (изменение характеристик, влияние напряженно-деформированного состояния и т.д.).

5) Применение единого энергетического подхода и комплексов разрушения синергетики к оценке структурного состояния трубных сталей (определение напряженного состояния, предельной удельной энергии деформации, критериев зарождения и распространения трещин).

6) Показатели разрушения для некоторых трубных сталей ООО «СЕВЕРГАЗПРОМ» /3/, рассчитанных с помощью комплексов разрушения синергетики (данные для 20-ти марок сталей).

7) Возможность более точного определения характеристик материалов и усовершенствование методик расчета надежности и остаточного ресурса с помощью комплексов разрушения синергетики и единого энергетического подхода /4/.

1. Отчет о НИР «Разработка инженерной методики оценки показателей и исследование надежности потенциально опасных участков ЛЧМГ», НИИИС, ВНИИГАЗ, 2000 г.
2. Отчет о НИР «Разработка инженерной методики вероятностной оценки остаточного ресурса дефектных участков газопроводов», НИИИС, ВНИИГАЗ, 2001 г.
3. Конакова М.А. Закономерности и особенности коррозионного растрескивания под напряжением труб магистральных газопроводов ООО «СЕВЕРГАЗПРОМ». Автореферат диссертации канд. техн. наук. М., МГВМИ, 2001 г.
4. Скуднов В.А. Предельные пластические деформации металлов. М., Metallurgia, 1989г. –176 с.

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ДАВЛЕНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ МИКРОБЕТОНОВ НА ОСНОВЕ ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ

Бобоназаров Х.

*Худжандский научный центр АН РТ*

*hush@khj.tajik.net*

Материалы на основе цементного камня, такие как бетон, железобетон и т.п. являются строительными конструкционными материалами и имеют важное значение в строительной промышленности. В последнее время перспективным считается микробетон, т.е. цементный камень, наполнителем, которого являются дисперсные порошки. Эти материалы считаются дисперсно-упрочненными композитами. Их элементы структуры матрицы соизмеримы с размерами дисперсных частиц.

В данной работе проведено исследование прочности (при разных температурах) и уменьшение пористости (под давлением) цементного камня марки 400, микробетонов, наполнителем которого являлись дисперсные частицы гранитного шлака и диабаз. Их пористость составляли 29%, 25% и 27% соответственно. Механические испытания образцов проводились при одноосном растяжении при постоянстве напряжения в интервале температур от 300 до 600°C. При этом достигался полный уход воды в образцах и постоянство их структуры, так как при более высоких температурах, могут происходить структурные перестройки (карбонизация).

Полученные результаты показывают, что для всех видов исследованных цементных материалов температурная зависимость прочности в выбранном интервале температур является линейной и позволяет определить кинетические параметры ( $U_0$ ,  $\gamma$ ) формулы Журкова  $\exp \tau = \tau_0 [(U_0 - \gamma\sigma)/KT]$ . При этом наименьшей прочностью обладают образцы из «чистого» цементного камня, наибольшую прочность имеет микробетон, наполнителем которого является гранитный шлак. Энергия активации разрушения  $U_0$  цементного камня и микробетонов оказались одинаковыми и в пределах ошибки вычисления  $\approx 400$  кДж/моль. Эта величина характеризует энергию разрыва (при полном отсутствии влаги) Si-O связей, которые входят в состав цементного камня. Во влажном состоянии за счет гидролитического действия влаги и ослабления указанных связей энергия активации разрушения  $U_0$  уменьшается в 4 раза.

Данные измерения пористости и прочности микробетонов, подвергнутых действию гидростатического давления (до 1 ГПа), показывают, что с ростом давления пористость в первом приближении (с некоторым затуханием при больших  $P$ ) линейно уменьшается, а прочность в зависимости от пористости аналогичным образом увеличивается. Таким образом, на таких важных материалах как микробетон, показано, что высокое гидростатическое давление приводит к снижению пористости и повышению прочности. Анализируются полученные результаты.

## ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ, ДИССИПАТИВНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИТТРИЕВОЙ КЕРАМИКИ

Оковит В.С. , Соколенко В.И. , Стародубов Я.Д. , Чиркина Л.А. , Малик Г.Н. ,  
Тихоновский М.А.

*Национальный Научный Центр «Харьковский физико-технический институт»  
Харьков, Украина,*

vsokol@kipt.kharkov.ua

ВТСП иттриевой системы, получаемые по твердофазной технологии, характеризуются заметной структурно-фазовой неоднородностью и неустойчивостью, что предопределяет чувствительность их физико-механических свойств к внешним температурно-силовым воздействиям. Одним из эффективных методов воздействия на структурные факторы и физико-механические свойства гетерогенных систем является ультразвуковое воздействие (УЗВ). В данной работе проведено изучение влияния длительности малоинтенсивного УЗВ при  $T = 300$  К на температуру сверхпроводящего перехода  $T_c$ , удельное электросопротивление  $\rho_n$ , предел прочности  $\sigma_B$  и температурные зависимости модуля сдвига  $G$  и внутреннего трения  $\delta$  иттриевой керамики.

Установлено, что существует критическое время УЗВ ( $5 \text{ с} < \tau_c < 60 \text{ с}$ ), разграничивающее проявление качественно различных изменений физико-механических свойств. При  $\tau < \tau_c$  наблюдается увеличение  $T_c$  на 0,4 К,  $\rho_n$  на 9 %,  $\sigma_B$  на 33 %; снижается уровень фона декремента затухания крутильных низкочастотных колебаний и подавляются пики внутреннего трения с максимумами при 343 К и 403 К. Это обусловлено миграцией атомов внедрения и изменением степени упорядочения кислородных вакансий в плоскостях  $\text{Cu}_2\text{O}$  в поле знакопеременных напряжений. При  $\tau > \tau_c$  по мере увеличения  $\rho_n$  прироста  $T_c$  и  $\sigma_B$  уменьшаются, фон внутреннего трения растет, высота пиков, характеризующих количество газовых примесей и степень разупорядочения кислородных вакансий, увеличиваются. Дальнейшее увеличение экспозиции УЗВ до 300 с приводит к подавлению низкотемпературной ветви зависимости  $\delta$  вблизи пика с максимумом при  $T = 493 - 543$  К. При этом дефект модуля сдвига, соответствующий данному пику, не проявляется.

Высказано предположение о развитии при УЗВ сложных конкурирующих процессов. При  $\tau < \tau_c$  преобладают процессы релаксации внутренних напряжений, первоначально сконцентрированных на границах раздела (границы зерен, двойников, вторых фаз) по микросдвиговому механизму, приводящие к закреплению точечных дефектов и их равномерному распределению в объеме кристаллитов, что отражается в росте  $\sigma_B$ . В этих условиях происходит снижение содержания газовых примесей в твердом растворе и увеличение степени упорядочения анионов кислорода и кислородных вакансий в базисных плоскостях  $\text{Cu}_2\text{O}$ , приводящее к увеличению  $T_c$ . При  $\tau > \tau_c$  начинают действовать процессы малоамплитудной усталости, происходит повышение уровня внутренних напряжений, концентрация дефектов растет, а спектр их расширяется в сторону дефектов с большей энергией миграции. Как следствие, снижается механическая устойчивость материала. Увеличение длительности и амплитуды УЗВ способствует существенному разупорядочению кислородных вакансий, что проявляется в снижении прироста  $T_c$ .

## **НОВЫЕ МЕТОДЫ ИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В МАТЕРИАЛАХ**

Мильман Ю.В.

*Институт проблем материаловедения, Киев, Украина*

*milman@materials.kiev.ua*

Метод твердости и микротвердости в течение многих лет широко используется для оценки механических свойств материалов как в научно-исследовательских лабораториях, так и в промышленности. Однако в последние годы метод локального нагружения материалов (МЛН) жестким индентором превращается из метода оценки механических свойств в способ изучения механического поведения материалов и определения комплекса их механических свойств (предел текучести, прочность, пластичность, модуль Юнга, температура хладноломкости, вязкость разрушения и др.). МЛН позволяет изучать подвижность дислокаций в монокристаллах, проводить термоактивационный анализ процесса пластической деформации и для ряда материалов изучать фазовые превращения под давлением. Это обусловлено, с одной стороны, созданием принципиально новых приборов, а с другой, развитием теории индентирования материалов. Развитие методики определения механических свойств МЛН имеет особый интерес для хрупких керамических материалов. И дело не только в том, что применение МЛН позволяет обходиться без сложного процесса приготовления из керамики образцов для механических испытаний. Более важным является появление принципиально новых возможностей для определения механических свойств хрупких материалов. Так, только МЛН позволяет определить предел текучести этих материалов или сравнить между собой пластичность двух керамических материалов, которые разрушаются хрупко при механических испытаниях на растяжение, сжатие и изгиб.

Только с применением МЛН можно изучить механические свойства тонких покрытий и отдельных фазовых составляющих композиционных материалов, а также проанализировать механические свойства различных зон сварных соединений и других структур с переменными по сечению свойствами.

Процесс индентирования позволяет также моделировать целый ряд сложных технологических процессов: трение и износ, шлифование и полирование поверхности, контактное взаимодействие деталей и др. Особый интерес в последние годы вызывает методика наноиндентирования, при которой регистрируется перемещение индентора с точностью, приближающейся к межатомному расстоянию.

В настоящем докладе рассмотрены новые методы индентирования и наноиндентирования с использованием жестких пирамидальных инденторов, при этом рассмотрены как новые методики, так и теоретические представления, позволяющие определять комплекс механических свойств, изучать фазовые превращения под давлением, подвижность дислокаций и др. особенности механизма пластической деформации. Приведены примеры определения механических свойств керамических материалов, квазикристаллов, слоя Билби на поверхности рельс и др. материалов. На примере монокристаллов молибдена показана возможность одно-кинкового механизма движения дислокаций, выходящих на поверхность кристалла, в отличие от двух-кинкового механизма их движения в объеме. Приведены результаты термоактивационного анализа процесса пластической деформации для ряда кристаллов.



## АТТЕСТАЦИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Фортуна С.В.<sup>1</sup>, Климентенко О.П.<sup>2</sup>, Бояринов О.В.<sup>2</sup>, Семухин Б.С.<sup>2</sup>, Зуев Л.Б.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Томский государственный архитектурно-строительный университет*

*s\_fortuna@mail.ru*

<sup>2</sup> *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН*

*lev@zuevs.tomsk.ru*

Проблема контроля дефектной структуры деталей оборудования особенно остро стоит в тепло- и электроэнергетике, где условия эксплуатации требуют высоких прочностных свойств материала. Наиболее надежными и эффективными из неразрушающих методов контроля прочностных характеристик металлических деталей оборудования являются акустические методы [1].

Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии проведено исследование макро- и микроструктуры, фазового состава и напряженного состояния готовых деталей из среднелегированной горячекатаной стали 65Г, заготовок деталей после различных технологических операций, а так же деталей после эксплуатации под нагрузкой при повышенных температурах. Кроме того, структурное состояние материала деталей контролировали и с помощью измерения скорости распространения ультразвука на всех технологических этапах ее изготовления и после эксплуатации.

Установлено, что по скорости распространения ультразвука в материале можно судить о его макро- и микроструктуре. Линейный характер изменения частоты автоциркуляции при изменении механических свойств обнаружил устойчивую связь акустических параметров со структурным состоянием. На основании проведенных акустических и структурных исследований были построены корреляционные зависимости между скоростью акустических волн и изменением структуры и, как следствие, механическими характеристиками. Измерение скорости распространения и затухания упругих волн в металле в зависимости от структуры позволяет установить наступление опасной стадии, когда в структуре металла уже накапливаются микротрещины, способные вызвать разрушение.

Результаты данного исследования легли в основу методики неразрушающего контроля дефектной структуры конструкционных сталей акустическим методом на всех технологических этапах изготовления и эксплуатации деталей.

1. Муравьев В.В., Зуев Л.Б., Комаров К. Л. Скорость звука и структура сталей и сплавов. Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН. 1996. 184 с.

## АНАЛИЗ СУБСТРУКТУР СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДИФРАКЦИОННЫМИ МЕТОДАМИ

Климанек П.<sup>1</sup>, Клемм В.<sup>1</sup>, Мотыленко М.В.<sup>1</sup>, Романов А.Е.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Технический Университет Горная академия Фрайберг, Институт металлургии, motylenk@ww.tu-freiberg.de*

<sup>2</sup>Российская Академия Наук, Физико-технический институт им. Иоффе, romanov@mrl.ucsb.edu

Пластическая деформация металлических материалов при больших деформациях характеризуется во многих случаях активацией различных деформационных механизмов (например, скольжения дислокаций, механического двойникования, полос сдвига) и формированием сложных, локально неоднородных субструктур (например, компактных дислокационных кластеров или стенок, субграниц, деформационных и сдвиговых полос), которые вызывают как значительные напряжения так и повороты решетки. Адекватное описание и особенно количественная характеристика таких микроструктур достаточно сложны и требуют введения физически реальных моделей субструктуры, а также применения различной техники для анализа микроструктуры, позволяющей одновременно учитывать как развитие микроструктуры на различных масштабных уровнях, так и расположение переходов между ними.

Чтобы установить связь между развитием микроструктуры и характером изменения механических свойств деформированных материалов нужно определить такие важные структурные параметры как средняя плотность дислокаций, плотность избыточных дислокаций одного знака, средние разориентировки решетки и т.д. Большие возможности для решения этой задачи представляет кооперация таких методов исследования как электронная микроскопия и рентгеноструктурный анализ. Чтобы надлежащим образом продемонстрировать потенциал дифракционных методов, были рассмотрены следующие проблемы:

- определение уширения рентгеновского пика в азимутальном и радиальном направлениях;
- анализ блочной структуры методом картины дифракции обратноотраженных электронов;
- идентификация в ТЕМ характера дисклинационных образований в монокристаллах  $\alpha$  - Fe, Fe-Si и Ni.

Данная работа иллюстрирует необходимость введения новых моделей для формирования и соответствующих процедур для количественного исследования субструктур, особенно мезоскопического уровня.

1. Breuer, D., Klimanek, P., Pantleon, W.: X-Ray Determination of Dislocation density and Arrangement in Plastically Deformed Copper, *J. Appl. Cryst.* **33** (2000)
2. Motylenko, M., Klimanek, P.: Microstructure Evolution in Plastic Deformation of Fe-Si Single Crystals by Compression at RT. *Proc. MSMF 3* (Ed. P. Čandera), Brno CR, 2001. ISBN 80-214-1892-3
3. Klimanek, P., Klemm, V., Romanov, A. E., Seefeldt, M.: Disclinations in Plastically Deformed Metallic Materials. *Adv. Engin. Materials* **3** (2001) 877 - 884
4. Klemm, V. Klimanek, P., Motylenko, M.: TEM Identification of Disclinations in Plastically Deformed Crystals. *Solid State Phenomena*, Vol. 87 (2002) 57 – 72
5. Haberjahn, M., Klimanek, P., Motylenko, M.: Substructure development in cold rolled copper single crystals. *Mat. Sci. and Eng.: A* **324** (1-2) (2002) 196 - 199

## РАЗУПРОЧНЕНИЕ ФУЛЛЕРИТА $C_{60}$ ПОД ДЕЙСТВИЕМ МАЛЫХ ДОЗ ( $D < 1$ СГР) БЕТА-ОБЛУЧЕНИЯ

Головин Ю.И., Дмитриевский А.А., Николаев Р.К.\* , Пушнин И.А.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия*  
golovin@tsu.tmb.ru

\* *Институт физики твердого тела РАН, пос. Черноголовка, Московская обл., Россия*

Нетривиальность и недостаточная изученность механизмов влияния малых доз радиации ( $< 1$  сГр) на различные физико-химические свойства живых и неживых объектов служит причиной растущего интереса к процессам, стимулированным малодозовым облучением.

Нами обнаружено уменьшение микротвердости  $H$  монокристаллического фуллерита  $C_{60}$  под действием ионизирующего облучения от источника на основе изотопа  $^{137}\text{Cs}$  с активностью  $A = 4.2$  МБк. Интенсивность  $\gamma$ -компоненты  $I_\gamma = 88$  мкГр/час,  $\beta^-$ -частиц  $I_\beta = 9.3 \cdot 10^3$  1/см<sup>2</sup> с. Зависимость величины разупрочнения  $C_{60}$  от длительности облучения  $t$  выходит в насыщение при  $t \approx 6$  час. Экранировка образца алюминиевой пластиной толщиной 2 мм (такой экран полностью поглощает  $\beta$ -компоненту и практически не влияет на интенсивность  $\gamma$ -компоненты) приводила к исчезновению эффекта. Следовательно, одного  $\gamma$ -облучения (в исследуемых дозах) недостаточно для изменения  $H$  кристаллов  $C_{60}$ .

Установлено, что бета-стимулированное разупрочнение  $C_{60}$  имеет обратимый характер. Образец, подвергнутый облучению, восстанавливает исходное значение  $H$  при комнатной температуре за время порядка 30 часов, после чего снова становится чувствительным к малодозовому облучению.

*Работа выполнена в рамках Российской научно-технической программы «Фуллерены и атомные кластеры» (проект № 2008), а также при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант № 00-02-16094, программы поддержки молодых ученых проект № 01-02-06340) и Министерства Образования (грант № Е00-3.4-552).*

## ДИСТАНЦИОННЫЙ РЕНТГЕНОВСКИЙ МОНИТОРИНГ УСТАЛОСТНО-ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛА В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ ВИБРАЦИИ

Наими Е.К., Лютцау А.В., Котелкин А.В., Звонков А.Д., Матвеев Д.Б.

*Московский государственный институт стали и сплавов  
(Технологический университет)  
e.naimi@mail.ru*

Известно, что при циклическом нагружении прочностные характеристики испытуемого изделия в значительной степени зависят от состояния и специфического поведения его поверхностного слоя, как непосредственно в процессе нагружения, так и после снятия внешней нагрузки. Различие в поведении поверхностных и внутренних слоев материала при знакопеременном нагружении обуславливает неравномерность в распределении остаточных напряжений после прекращения действия нагрузки, оказывая влияние на уровень усталостной прочности изделия [1]. В связи с этим, представляется необходимым разработка и создание методов оперативного мониторинга механических характеристик поверхностного слоя материалов с целью прогнозирования изменений усталостно-прочностных характеристик изделий при эксплуатации в условиях вибрационного нагружения.

Нами предложена новая методика неразрушающего дистанционного рентгеновского мониторинга механических остаточных напряжений, возникающих в поверхностном слое металлов при высокочастотной вибрации ультразвукового диапазона. Исследованию были подвергнуты образцы, изготовленные из различных металлов в форме прямоугольных стержней с квадратным сечением. Ультразвуковое вибрационное нагружение образцов осуществляли с использованием составного пьезоэлектрического вибратора на частотах  $\approx 10^5$  Гц и амплитудах относительной деформации до  $\approx 10^{-3}$ . Действующие напряжения, а также остаточные напряжения после прекращения вибрационного нагружения определяли в различных точках поверхностного слоя образца с помощью портативного рентгеновского дифрактометра [2]. В ходе испытаний было установлено, что высокочастотное вибрационное нагружение не создает дополнительных остаточных напряжений в поверхностном слое металла, а при определенных амплитудах деформации приводит к заметному снижению их первоначального уровня. На основании проведенного исследования даны практические рекомендации по оценке ресурса усталостной прочности материалов при эксплуатации изделий из них в условиях высокочастотного вибрационного нагружения.

1. Е.К.Наими, Г.А.Андреев, А.В.Котелкин, А.В.Лютцау, А.Д.Звонков. Прогнозирование усталостных свойств металлов на основе обобщенной реологической модели. / Тезисы докладов XX Международной конференции "Релаксационные явления в твердых телах". Воронеж. 1999. С.184.
2. Евразийский патент №000345 "Способ определения напряженно-деформированного состояния крупногабаритных изделий из кристаллических материалов и портативный рентгеновский дифрактометр для его осуществления" с приоритетом от 30 августа 1996г. /А.В.Лютцау, А.В.Котелкин, А.Д.Звонков и др. G01N23/20, 23/207,1999 г.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИКИ ДЕФЕКТОВ НА ПОВЕРХНОСТИ СКОЛОВ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИНКА В ОБЛАСТИ ВОЗДЕЙСТВИЯ СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКИ С ПОМОЩЬЮ СКАНИРУЮЩЕГО ТУННЕЛЬНОГО МИКРОСКОПА

Кузнецов П.В., Панин В.Е., Петракова И.В.  
ИФПМ СО РАН, г. Томск, ispms@ispms.tomsk.su

В настоящей работе приведены результаты экспериментального исследования динамики дефектов в области воздействия сосредоточенной нагрузки на поверхности монокристалла цинка. Исследования проведены с помощью сканирующего мультимикроскопа SMM-2000T, описанного в [1], который работал в режиме туннельного тока.

Плоскость базиса (0001) получали путем скола монокристалла цинка в жидком азоте. Воздействие сосредоточенной нагрузки на монокристалл осуществляли с помощью алмазной пирамидки микротвердомера ПМТ-3. В одном случае динамику дефектов на поверхности наблюдали непосредственно после получения отпечатка пирамидки. В другом случае наблюдение динамики дефектов на поверхности проводили после термического травления зоны отпечатка. Для этого образец, после воздействия атмосферы в течение трех суток, выдерживали 15 минут при  $100^{\circ}\text{C}$ .

Картину распределения дефектов в зоне отпечатка для термически травленого и нетравленого образцов наблюдали с течением времени. Исследования проводили на воздухе при комнатной температуре.

Для нетравленого образца наблюдали уменьшение глубины и размеров отпечатка пирамидки, причем скорость их уменьшения со временем возрастала. Наблюдаемые изменения размеров отпечатка от времени хорошо описываются параболической зависимостью.

Для термически травленого образца картина поведения дефектов со временем была иной. В последнем случае наблюдали образование дефектов в виде ямок различных размеров и глубины и их сложную эволюцию. Средние размеры ямок и их средняя глубина возрастали в течение определенного промежутка времени с возрастающей скоростью. Наблюдаемые изменения средних размеров от времени хорошо описываются параболической зависимостью.

Анализ зависимостей размеров дефектов от времени позволил определить энергии активации процессов. Значения энергии активации для нетравленого образца меньше соответствующих значений для травленого образца на  $\sim 015$  эВ. Значения энергии активации для термически травленого образца хорошо согласуются с литературными данными для энергии активации самодиффузии в цинке. Это свидетельствует о том, что динамика дефектов на поверхности термически травленых образцов связана с объемными свойствами материала и определяется вакансионным механизмом. Динамика дефектов на поверхности нетравленых образцов связана с другим механизмом и типом дефектов.

Обсуждаются возможные причины и механизмы, обуславливающие динамику дефектов в области воздействия сосредоточенной нагрузки на поверхности исследованных монокристаллов цинка.

1. Кузнецов П. В., Панин В. Е. Прямое наблюдение потоков дефектов и субмикронной локализации деформации на поверхности дуралюмина при помощи сканирующего туннельного и атомного силового микроскопов. // Физ. мезомех.- 2000.- Т. 3.-№ 2.- С. 91 - 97.

## ОПТИКО-ТЕЛЕВИЗИОННЫЙ МЕТОД ИЗМЕРЕНИЯ ПОЛЕВЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Деревягина Л.С., Панин В.Е., Стрелкова И.Л.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
ispms@ispms.tomsk.su*

В настоящее время существует несколько методов измерения полевых упругих и пластических деформаций. Это метод сеток и серия оптико-поляризационных методов, таких как метод муара, спеклинтерферометрии, фотоупругости и фотопластичности. Несмотря на широкое распространение этих методов, каждый из них имеет свои недостатки, и поэтому часто используют их комбинации. Все вышеназванные методы достаточно трудоемки, так как требуют предварительной обработки материала. Вопрос о выборе метода решается для конкретной задачи с учетом следующих обстоятельств: 1) величины измеряемых деформаций; 2) масштабов исследования (ограничивается ли оно осями симметрии и отдельными точками или же необходимы сведения по всему полю).

В ИФПМ разработан новый оптико-телевизионный компьютеризированный экспресс-метод, позволяющий поэтапно получить наглядную картину пространственно-временного распределения полей продольных  $U$  и поперечных  $V$  изотет интенсивности скорости деформаций, сдвигов и других механических характеристик в широком диапазоне деформаций вплоть до разрушения. К достоинствам метода можно отнести возможность сопоставления количественно аттестованного напряженно-деформированного состояния с металлографической картиной деформационного рельефа. Это преимущество метода особенно удобно при изучении полос локализованной деформации, процесса образования шейки, механизмов зарождения и последующей эволюции трещин, разрушения образца и т.д.

Возможности метода в работе показаны на примере исследования кинетики напряженно-деформированного состояния в зоне единичного и множественных концентраторов разной конфигурации. Рассчитанные картины распределения интенсивности скорости деформации, сдвигов и других характеристик сравниваются с аналитическим расчетом и с результатами, полученными методом муара.

1. В зоне надреза на стадии предразрушения для крупнокристаллической меди экспериментально полученная картина распределения сдвигов качественно аналогична той, что предсказана в теоретической работе Кирша для упругой стадии.
2. Обнаружено, что в области одинакового единичного концентратора материалов с разными микромеханизмами пластического течения наблюдается разный характер формирования и последующей эволюции полос локализованной деформации. Это в свою очередь приводит к отличиям в характере макроразрушения.
3. Показано, что характер разрушения образцов с множественными надрезами разной конфигурации определяется напряженно-деформированным состоянием, сформированным к моменту разрушения.

# ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ АМОРФНОГО СПЛАВА $Zr_{50}Ti_{16.5}Cu_{15}Ni_{18.5}$ НА РАЗЛИЧНЫХ СТАДИЯХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТОДОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ

Дуб С.Н.<sup>1</sup>, Слипенюк А.Н.<sup>2</sup>, Мильман Ю.В.<sup>2</sup>, Лоскутов И.С.<sup>3</sup>,  
Молоканов В.В.<sup>4</sup>, Петржик М.И.<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Институт сверхтвердых материалов НАН Украины, Киев, Украина,

<sup>2</sup> Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев, Украина  
milman@materials.kiev.ua

<sup>3</sup> Киевский политехнический институт, Киев, Украина

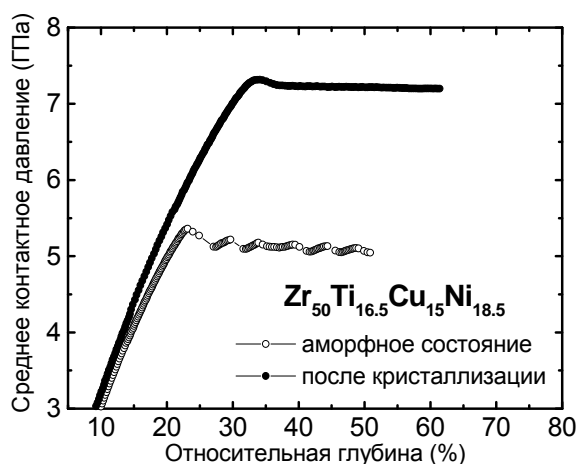
<sup>4</sup> Институт металлургии и материаловедения, Москва, Россия

В качестве исходного материала для исследований использовался массивный аморфный металлический сплав  $Zr_{50}Ti_{16.5}Cu_{15}Ni_{18.5}$ . Частичная и полная кристаллизация сплава достигалась путем отжига в вакууме в диапазоне температур 700 – 900 К.

Структурное состояние определялось с помощью просвечивающей электронной микроскопии и дифференциальной сканирующей калориметрии.

Механические свойства сплава изучались на нанотвердомере Nano Indenter-II, MTS Systems. Испытания проводились с использованием индентора Берковича по оригинальной методике, позволяющей определить твердость, модуль упругости, а также поведение материала при переходе от упругой к пластической деформации. При каждом испытании нагружение проводилось дважды. При первом нагружении до 60 мН и разгрузке на 95 % создавался исходный отпечаток. Затем исходный отпечаток нагружался второй раз до нагрузки 90 мН. Кривая повторного нагружения отпечатка состоит из двух участков. При нагрузке до 60 мН (первый участок) происходит упругое нагружение исходного отпечатка, а при увеличении нагрузки выше 60 мН начинается пластическое деформирование исходного отпечатка.

Используя кривую повторного нагружения, была построена зависимость среднего контактного давления в отпечатке от относительной глубины отпечатка  $(h-h_0)/h_0$ , где  $h_0$  – глубина отпечатка после первой разгрузки



В аморфном сплаве (Рис.) наблюдается резкий переход к пластической деформации, а при дальнейшем увеличении глубины исходного отпечатка имеет место периодическое изменение давления в отпечатке. В случае кристаллизованного сплава переход от упругой к пластической деформации происходит плавно и, скачки давления в процессе пластической деформации отсутствуют. В промежуточном аморфно-кристаллическом состоянии скачки давления менее

выражены. Необычное поведение аморфного сплава на стадии пластического деформирования связывается со слабым деформационным упрочнением материала и локализацией деформации в узких полосах скольжения.

Помимо отмеченных изменений, переход от аморфного к кристаллическому состоянию сопровождается ростом твердости и немонотонным ростом модуля упругости.

# МОНИТОРИНГ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ НЕПРЕРЫВНОГО ВДАВЛИВАНИЯ ИНДЕНТОРА

Алехин В.П., \* Литвинов М.Ю., \*\* Литвинов Ю.М., \*\*\* Скворцов В.Н. \*\*

\* МГИУ, \*\* ИМАШ РАН, \*\*\* ОАО «Элма», г. Москва  
litv@elma.zgrad.ru

Предложена новая процедура анализа гладких кривых нагружения и разгрузки на диаграммах непрерывного вдавливания индентора  $F \sim h$ , включающая: 1) сглаживание усредненных по нескольким отпечаткам (от пяти до десяти) кривых нагружения и разгрузки путем представления их степенным функциям типа  $F = A \cdot h^m$ ; 2) численное дифференцирование кривой разгрузки для нахождения, так называемой, жесткости контакта  $S = dF/dh$  и связанного с ней приведенного модуля упругости испытуемого материала  $E^* = E/(1-\nu^2)$  по формуле  $S = \beta \cdot E^* \cdot \sqrt{A(h_{пл})}$ , где  $A(h_{пл})$  – функция формы индентора, которая связывает площадь поперечного сечения индентора с глубиной его проникновения; 3) численное интегрирование реконструированных кривых нагружения и разгрузки для определения общей работы упруго-пластичного вдавливания ( $W_0$ ) и работы ( $W_{упр}$ ), связанной только с упругой деформацией, а также работы неупругой (пластической) деформации  $W_{нл} = W_0 - W_{упр}$ ; 4) определение истинной твердости через работу неупругой деформации; 5) определение степени упругого возврата  $R = W_{упр} / W_0$  и параметра пластичности  $\chi = W_{нл} / W_0$ . Эффективность развитого подхода продемонстрирована на примере определения глубинных зависимостей механических свойств ряда объемных полупроводниковых материалов, характеризующихся большими величинами  $R$  (от 50% для Si (100) до 30% для InP (100)).

Предложенный подход распространен на случай определения механических свойств авто- и гетероэпитаксиальных полупроводниковых структур, кривые непрерывного вдавливания которых не являются гладкими, а характеризуются наличием точек перегиба как на стадиях нагружения, так и разгрузки. Анализ кривых  $F-h$  по разработанному алгоритму дал возможность фиксировать на глубинных зависимостях механических свойств наличие упрочняющих слоев в автоэпитаксиальных структурах GaP/GaP(111). Показано также, что при определении композитной твердости в системе тонкая пленка - массивная подложка предпочтительнее использование притупленного индентора Кнупа вместо острых конических инденторов и инденторов Берковича или Виккерса.

Использование энергетического критерия к определению истинной твердости распространено и на определение трещиностойкости,  $K_{Ic}$ , если процесс вдавливания сопровождается хрупким разрушением. Оно проявляется в появлении ступеней на кривой нагружения при определенных нагрузках. Определив из кривых  $F-h$  энергию деформации, связанную с разрушением, глубину отслоения (глубину залегания боковых трещин) через значения  $F_{кр}$  и  $h_{кр}$  на кривых  $F-h$  можно вычислить  $K_{Ic}$  без микроскопических измерений размеров области разрушения.

Можно из кривых  $F-h$  также оценить величину и знак остаточных внутренних напряжений в приповерхностных слоях материалов, подвергнутых различного рода внешним воздействиям на поверхность. Подобные расчеты были проведены для химико-механически полированных пластин кремния и фосфида индия.



## ПРОТИВОКУМУЛЯТИВНАЯ СТОЙКОСТЬ ПОРИСТЫХ СТРУКТУР РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ

Филиппова В.Б.

*Московский государственный институт стали и сплавов (Технологический университет), Москва, Россия*

Предварительные оценки использования пенометаллов (пеноалюминия и пенотитана) в качестве средств противоккумулятивной защиты показывают, что в ряде случаев удельная рассеивающая способность пористых сред (пенометаллов) может превосходить соответствующие показатели для сплошных сред /1/.

В данной работе численными методами было проанализировано распространение ударных волн в пенометаллах, имеющих три типа распределения плотности: постоянную, слоистую и градиентную, причем направление увеличения плотности совпадает и обратно направлению распространения ударной волны. Основные уравнения, используемые в расчетах, представлены в /1,2/.

Для определения основных характеристик поведения пенометаллов численно решалась система уравнений сохранения и движения для пористых структур на плоской пространственной сетке с адаптивным шагом интегрирования методом конечных элементов, используя данные реальных диаграмм сжатия пористых образцов. В качестве характеристики демпфирующих свойств пористых структур строилась зависимость удельного пробоя ПС  $S$  от энергии возмущения  $S(E)$ , вычислялись глубина и ширина пробоя, а также анизотропия (отношение ширины пробоя к глубине). Расчеты проводились в интервале скоростей  $v_{0x}=(1-6) \cdot 10^3$  м/с, давлений  $P_1=0.1-1.0$  ГПа, что соответствовало удельному выделению энергии в интервале  $E=0.1-0.5$  МДж/м. В ходе численного моделирования рассматривалась реальная пористая структура, а также модельные структуры – градиентная, слоистая и структура с пуассоновским распределением плотности на плоскости.

Установлено, что для всех структур рост удельного энерговыделения ведет к увеличению интегрального пробоя. При низких энерговыделениях демпфирующие свойства однородной, слоистой и структуры с случайным распределением плотности близки и значительно превосходят свойства градиентной структуры. Рост энерговыделения ведет к расхождению зависимостей  $S(E)$  для слоистой и однородной структуры. При больших энерговыделениях наступает сквозной «пролом» всех рассмотренных структур. Получены зависимости анизотропии пробоя от энерговыделения, причем полученные для пеноалюминия зависимости характерны и для пенотитана.

1. Авдеенко А.М., Филиппова В.Б. Ударные волны в пористой среде. // В сб. трудов 6 Всероссийского Совещания-Семинара «Инженерно-физические проблемы новой техники». М., Москва, 16-18 мая 2001, с. 15-16.
2. Авдеенко А.М., Филиппова В.Б., Куртышева О.В. Высокоэнергетическое демпфирование в пористых структурах // Механика композиционных материалов (в печати).

# РОЛЬ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК АНТИФАЗНЫХ ГРАНИЦ В ДЕФОРМАЦИОННОМ УПРОЧНЕНИИ УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СОЕДИНЕНИЯ ЖЕЛЕЗО-КРЕМНИЙ

Глезер А.М., Медведев М.В.\*

*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии  
имени И.П.Бардина, г. Москва, glezer@imph.msk.ru*

*\* Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк*

Исследовано влияние различных легирующих элементов на характер деформационного упрочнения сплавов железа с 11 и 12 ат.% Si. В качестве третьего компонента были взяты элементы-аналоги кремния (Al, Ga) и элементы-аналоги железа (Ni, Co, Cr, Mn, Nb). Введение в базовые сплавы элементов-аналогов кремния проводилось путем замещения атомов кремния, а элементов-аналогов железа – путем замещения атомов железа.

Исследуемые поликристаллические сплавы выплавлялись в вакуумной печи «Бальцерс» и проходили термическую обработку по режимам, предусматривающим либо получение равновесного состояния (длительный ступенчатый отжиг в интервале температур 500-800<sup>0</sup>С), либо получение неравновесного состояния высокотемпературного неупорядоченного твердого раствора (закалка от температуры 1000-1100<sup>0</sup>С). Механические испытания проводились при комнатной температуре по схеме одноосного сжатия. Величина коэффициента деформационного упрочнения  $\Theta = d\sigma / d\epsilon$  определялась по диаграммам сжатия после перестраивания первичных кривых в координатах истинное напряжение - истинная деформация.

Испытания показали, что вид кривых течения всех исследованных сплавов качественно аналогичен: отсутствуют стадии линейного упрочнения, наблюдавшиеся на диаграммах деформации упорядоченных поликристаллических сплавов Fe с 14-25 ат.% Si, и после участка упругой деформации наступает стадия параболического упрочнения.

Как показали проведенные эксперименты, характер влияния легирования на коэффициент упрочнения железокремнистых сплавов сильно зависит от природы легирующего элемента. Установлено, что легирование кобальтом – увеличивает величину коэффициента деформационного упрочнения  $\Theta$ , а все остальные легирующие элементы – уменьшают его.

Установлена корреляция между энергией сдвиговых антифазных границ, входящих в состав сверхструктурных дислокационных комплексов, и характером параболического деформационного упрочнения. Корреляция имеет линейный или параболический характер в зависимости от структурного состояния базового сплава.

Так, для сплавов Fe-12 ат.% (Si, Me) выполняется четкая линейная зависимость: чем выше энергия АФГ в сплаве, тем выше коэффициент деформационного упрочнения, определяемый при постоянной степени пластического течения.

Для сплавов (Fe, Me) – 11 ат.% Si также наблюдается рост  $\Theta_{0,05}$  при повышении  $(\gamma_{АФГ})^i / (\gamma_{АФГ})^0$ , однако линейная зависимость при относительно малых значениях энергии АФГ переходит в параболическую при значениях  $(\gamma_{АФГ})^i / (\gamma_{АФГ})^0 \approx 0,95$ . Возможно, такой переход обусловлен сложным структурно-фазовым состоянием сплавов Fe-Si при 11 ат.% Si. При анализе использовалось соотношение энергии антифазных границ для данного сплава и другого, принятого за стандартный:

$$(\gamma_{АФГ})^i / (\gamma_{АФГ})^0 = (W_i \eta_i^2 / a_i^2) / (W_0 \eta_0^2 / a_0^2),$$

где  $W_i$  и  $W_0$ ,  $\eta_i$  и  $\eta_0$ ,  $a_i$  и  $a_0$  – соответственно энергия упорядочения, степень дальнего порядка и параметр кристаллической решетки для данного сплава и для стандартного.

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕДИ И ЛАТУНИ В УСЛОВИЯХ ВИБРОМЕХАНИЧЕСКОГО ОБЖАТИЯ

Печина Е.А., Гайворонский А.А.  
*Физико-технический институт УрО РАН,*  
plad@udm.net

Вибромеханическое обжатие (ВМО) – новый метод холодной обработки материалов давлением, позволяющий получать прецизионные трубные изделия со сложным внутренним профилем [1]. Установлено, что сочетание дробной деформации с гидростатическим давлением в очаге деформации позволяет получать изделия с новыми физико-механическими свойствами. Ранее проведенные нами исследования показали преимущества такого метода, по сравнению с прямым прессованием.

С целью исследования влияния нового процесса обработки на свойства материалов были проведены исследования по определению влияния степени деформации на механические свойства и микроструктуру технической меди и латуни.

В настоящей работе исследовано влияние ВМО с частотой 4 Гц на микроструктуру, показатели прочности и пластичности технической меди и латуни. Состояние материалов в исходном и деформированных ( $\lambda=0\div 64\%$ ) состояниях исследовали методами металлографического анализа и анализа зависимостей, полученных в результате механических испытаний на растяжение и измерения твердости.

Деформированию подвергались трубные образцы с наружным диаметром 26 мм, внутренним диаметром 20 мм. Исходный материал подвергали отжигу при температуре 600°C в течение 1ч с дальнейшим охлаждением с печью.

Для оценки влияния способа обработки на свойства материала были проведены параллельные исследования на образцах, деформированных прямым безоправочным прессованием. Проведен анализ влияния способа пластической деформации на микроструктуру и свойства меди. Установлено, что с увеличением степени деформации ( $\lambda$ ) в процессе ВМО происходит незначительное повышение значений предела прочности, предела текучести и твердости, и понижение относительного сужения, относительного удлинения и величины предельной пластичности.

Обнаружено, что значения относительного сужения, относительного удлинения и предельной пластичности, деформированных ВМО образцов выше, а их предел прочности, предел текучести и твердость ниже, по сравнению с образцами, полученными прессованием, что наблюдается на исследованном диапазоне степеней деформации.

Таким образом, показано, что ВМО трубчатых заготовок из технической меди формирует более высокий уровень пластических свойств по сравнению с прямым прессованием, что позволяет проводить деформирование материала на большие степени деформации в несколько этапов без промежуточных термических обработок.

Результаты металлографических исследований продольного и поперечного сечения трубчатых заготовок показали поведение микроструктуры в зависимости от степени деформации и способа деформирования. Для деформированных ВМО материалов было замечено интенсивное формирование микроструктуры, проявляющееся в измельчении и укрупнении структурных составляющих с образованием текстуры деформации.

1.А.Т.Гайворонский, А.А.Гайворонский. Устройства вибромеханического обжатия металлов. ФТВД, Донецк, Т.9, №4.1999. С.51-57.

## СКОЛЬЖЕНИЕ И ДВОЙНИКОВАНИЕ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Fe–3%Si ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ.

Ермолаев Г.Н.

*Институт Физики Высоких Давлений РАН, г.Троицк, Мос.обл.*  
yermolaevg@hppi.troitsk.ru

При исследованиях особенностей пластической деформации и хрупкого разрушения металлов и сплавов с ОЦК решеткой основное внимание обычно уделяется двум механизмам, а именно скольжению и двойникованию. В данной работе представлены результаты исследований температурных и барических зависимостей напряжений предела текучести, геометрии полос скольжения и особенностей двойникования в монокристаллах Fe-3%Si ориентированных для сдвига в двойникующем ([001]) и антидвойникующем ([011]) направлениях по плоскостям типа {112}. При деформации кристаллов в условиях высоких гидростатических давлений обнаружены следующие эффекты: аномально высокий рост напряжений предела текучести, переход от скольжения по системам  $\langle 111 \rangle \{112\}$  к сдвигу по плоскостям типа {011} даже в кристаллах ориентированных в направлении [001] вдоль оси растяжения, а также переход к деформации двойникованием в кристаллах этой ориентировки. Необходимо отметить, что в области перехода к двойникованию при  $P \approx 900$  МПа наблюдается резкое разупрочнение кристаллов. Этот эффект отсутствует при низкотемпературном переходе к двойникованию.

Дислокационную структуру полос скольжения изучали методами трансмиссионной электронной микроскопии. Исследования показали, что при высоких давлениях формируются “дипольные” полосы скольжения в плоскостях типа [101]. Необходимо отметить, что подобные полосы скольжения образуются и при низкотемпературной деформации в монокристаллах ОЦК-металлов и сплавов.

На основании полученных при высоких давлениях и при низких температурах результатов исследований построена модель формирования полос скольжения типа {110} и последующего низкотемпературного охрупчивания ОЦК-сплавов.

## УПРУГОСТЬ И НЕУПРУГОСТЬ ВОЛОКОННЫХ МОНОЛИТОВ НИТРИД КРЕМНИЯ/НИТРИД БОРА

Смирнов Б.И., Буренков Ю.А., Кардашев Б.К., Singh D. \*, Goretta K.C. \*, de Arellano-Lopez A.R. \*\*

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия*

*\* Argonne National Laboratory, Illinois, USA*

*\*\* Universidad de Sevilla, Sevilla, Spain*

smir.bi@pop.ioffe.rssi.ru

Изучено влияние температуры и амплитуды упругих колебаний на поведение модуля Юнга  $E$  и внутреннего трения керамических образцов  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , BN и монолитов  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$ , полученных горячим прессованием волокон  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , покрытых слоем BN (фирма Advanced Research of Tucson, AZ, USA). Волокна располагались вдоль  $[0^0]$ , поперек  $[90^0]$  или вдоль и поперек  $[0^0/90^0]$  оси образца.

Модуль Юнга определялся резонансным методом при электростатическом возбуждении продольных колебаний образца. Использовали также метод составного вибратора, который, помимо данных о величине  $E$ , позволяет исследовать поглощение ультразвука (внутреннее трение) и неупругие (микропластические) свойства исследуемых образцов на частоте вблизи 100 kHz.

Измерения  $E$  были выполнены при термоциклировании в интервале 20-600<sup>0</sup> С в камере, заполненной гелием. Установлено, что высокомодульные образцы нитрида кремния обладают и высокой термостабильностью: при нагреве и охлаждении зависимости  $E(T)$  хорошо совпадают друг с другом. Низкомодульная керамика BN обнаруживает значительный гистерезис, что свидетельствует об эволюции дефектной структуры под влиянием термоупругих (внутренних) напряжений. Качественно похожее поведение модуля (с гистерезисом) демонстрируют и монолиты. Такое поведение модуля упругости возможно при микропластической деформации, которая возникает под влиянием внутренних напряжений. Наличие микропластических сдвигов во всех исследованных материалах подтверждается характером амплитудных зависимостей внутреннего трения и модуля Юнга. На основании полученных акустических данных построены диаграммы «напряжение-неупругая деформация» при комнатной температуре для образцов  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}[0]$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}[0/90]$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}[90]$  и BN.

Полученные экспериментальные результаты обсуждаются в рамках модели, в которой температурные зависимости модуля упругости и их особенности объясняются как микропластической деформацией, так и нелинейными колебаниями атомов в решетке, зависящими от внутренних напряжений.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 00-01-00482), а также НАТО (грант № PST.CLG.977016) и Департамента энергии США (контракт № W-31-109-Eng-38).

## МОРФОЛОГИЧЕСКАЯ ДИАГРАММА НЕРАВНОВЕСНЫХ СТРУКТУР РОСТА ЛЬДА В ПЕРЕОХЛАЖДЕННОЙ ВОДЕ

Шибков А.А., Головин Ю.И., Желтов М.А., Королев А.А., Леонов А.А.  
Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина  
shibkov@tsu.tmb.ru

В последнее время возрос интерес к сильно неравновесному росту кристалла из расплава, который характеризуется развитием морфологических неустойчивостей фазовой границы, приводящих к формированию дендритных, водорослеподобных и других мезо- и макроструктур. Исследование этой проблемы выделилось в самостоятельную и интенсивно развивающуюся область нелинейной физики, имеющей множество аналогов в различных областях естествознания (минералогии, геологии, химии, биологии и т.д.) [1]. Настоящая работа посвящена экспериментальному исследованию и анализу эволюции неравновесных форм кристаллов льда, свободно растущих в бидистиллированной воде в области переохлаждений  $\Delta T$ , соответствующей гетерогенному механизму зарождения льда  $0.1 \text{ K} < \Delta T < 30 \text{ K}$ . Нами установлено, что по мере увеличения исходного переохлаждения происходит чередование евклидовых и фрактальных форм кристаллов льда (растущих из одного центра) в следующей последовательности: диск – искаженный диск с выступами в виде «пальцев» – густая ветвистая структура, развивающаяся в результате множественных расщеплений вершин «пальцев» – дендрит – игла – фрактальная игольчатая ветка, образующаяся в результате квазипериодического процесса ветвления основной иглы – компактная игольчатая ветка – тонкая пластина [2]. Эти структуры систематизированы в виде кинетической морфологической диаграммы в координатах: «скорость роста» – «переохлаждение». Обнаружено, что все наблюдаемые структуры расщеплены по объемной скорости роста, а сама диаграмма носит бифуркационный характер. Обсуждаются механизмы ветвления и критерии отбора структур, а также глобальных геометрий (евклидовой и фрактальной) неравновесного роста. Такая разветвленная морфологическая диаграмма для роста кристалла из переохлажденного расплава получена впервые. Она чрезвычайно важна в контексте одной из фундаментальных проблем синергетики – проблемы отбора структур в диссипативных системах. Сопоставление результатов исследования неравновесного роста льда с данными, полученными в мире за последние 40 лет на льде и других материалах, и с теорией диффузионного роста показали, что в области больших скоростей роста пресного льда (наши данные) наблюдается систематическое отклонение от диффузионной модели зависимости скорость-переохлаждение в область меньших скоростей роста. Анализ показывает, что этот эффект обусловлен переходом к росту, лимитированному механизмом поверхностной кинетики. Соответствующее, еще более существенное отклонение в случае роста морского льда может быть обусловлено комплексом причин, включающим механизмы теплопроводности в сочетании с диффузией примесей в жидкую фазу и поверхностной кинетикой, что требует дальнейшего детального исследования.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 01-02-16574) и Министерства образования РФ (проект № Е00-3.4-122).*

1. Kessler D.A., Koplik J., Levine A. // *Advances in Physics*. 1988. V. 37. № 3. P. 255-339.
2. Шибков А.А., Головин Ю.И., Желтов М.А., Королев А.А., Власов А.А. // *Кристаллография*. 2001. Т. 46. № 3. С. 549-555.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ГИГАНТСКИХ СКАЧКОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ Al-Mg НОВЫМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМ МЕТОДОМ

Головин Ю.И., \*Лебедкин М.А., Шибков А.А., Желтов М.А., Скворцов В.В.,  
Кольцов Р.Ю., Денисов Е.К.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина  
\*Институт физики твердого тела РАН  
E-mail: shibkov@tsu.tmb.ru

Исследование пространственно-временной картины процессов формирования структур дефектов различных уровней, их иерархического взаимодействия и соподчиненности при пластической деформации и разрушении твердых тел остается одной из приоритетных проблем физики прочности и пластичности. Особое место в ней занимает исследование неустойчивостей пластической деформации, реализуемых нестационарной динамикой дефектов различных уровней, самоорганизации и скейлинга коллективных процессов структурной релаксации. В этом аспекте представляется актуальным исследование неустойчивостей пластического течения в материалах, демонстрирующих эффект Портевена – Ле-Шателье. Настоящая работа посвящена исследованию скачкообразной деформации сплава Al-Mg, деформируемого в «мягкой» испытательной машине, оптическим и новым электромагнитным методами. Плоские поликристаллические образцы Al-2.5%Mg вырезались в стандартной форме для экспериментов на растяжение и деформировались с постоянной скоростью нагружения при температуре  $T=300$  К. Деформацию поверхности образца регистрировали новым бесконтактным электромагнитным методом, основанным на измерении собственного нестационарного электрического поля, генерируемого заряженным образцом во время скачка деформации. Обнаружено, что кривая деформация-напряжение (время) состоит из 10-12 гигантских скачков деформации, амплитудой 100-500 мкм (1-5%), которые сопровождаются генерированием характерных сигналов электромагнитного излучения, форма которых отражает тонкую структуру гигантских скачков деформации. Такие скачки выглядят как катастрофы и предваряются серией скачков по амплитуде на почти полтора порядка меньше. Гигантские скачки, как правило, состоят из 4-6 более мелких, средняя скорость деформации в которых в 3-5 раз выше, чем средняя по скачку. Эти мелкие скачки возможно имеют еще более тонкую ("сверхтонкую") структуру. По существу, ступенчатые гигантские скачки представляют собой мезоскопическую локальную во времени кривую нагружения деформация-напряжение, имеющей вид "чертовой лестницы". Таким образом, оптический канал регистрации позволяет непосредственно строить ступенчатую "чертову лестницу" пластической деформации образца, а электрический - скачки скорости, образующие "канторово множество". Исследование в этом направлении позволяет анализировать скейлинг и самоорганизующуюся критичность в структуре крупных "лавин-катастроф". Проведен статистический и мультифрактальный анализ «мелких» скачков деформации, предваряющих гигантские скачки, а также исследована временная корреляция гигантских скачков.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 01-02-16574 и проект № 01-02-16476) и Министерства образования РФ (проект № E00-3.4-122).

## О ГОМОГЕННОМ И ГЕТЕРОГЕННОМ ТЕЧЕНИИ ОБЪЕМНОГО АМОРФНОГО СПЛАВА $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ

Головин Ю.И., Хоник В.А.\* , Тюрин А.И., Иволгин В.И., Потапов С.В.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,*  
golovin@tsu.tmb.ru

\* Воронежский государственный педагогический университет,  
khonik@vspu.ac.ru

Хорошо известно, что макродеформирование аморфных металлических стекол, в зависимости от температуры и скорости относительной деформации, может происходить двумя внешне очень различающимися способами: однородно и монотонно (как очень вязкие Ньютоновские жидкости) или гетерогенно и скачкообразно (как почти идеальное упруго-пластическое тело). В макрообразцах при умеренных скоростях относительной деформации переход от гетерогенного к гомогенному течению обычно происходит при температуре  $T_c \approx 0,6 - 0,7 T_g$ , где  $T_g$  - температура стеклования. Однако при изменении скорости относительной деформации или характерных размеров образца (локально сдеформированной области) на несколько порядков величин, условия перехода от одной моды пластического течения к другой могут сильно измениться.

Моделировать и исследовать ситуацию по деформированию аморфных материалов в микро- и нанобъемах, причем с возможностью смены скоростей относительной деформации материала на несколько порядков величины в одном опыте, при постоянной температуре, можно предлагаемыми методами динамического микро- и наноиндентирования. Однако информация о неустойчивом пластическом течении в объемных образцах металлических стекол при действии на них высоких локальных напряжений или очень ограничена либо отсутствует полностью.

Разработанные и предлагаемые методы и аппаратура заключаются в приложении к индентору симметричного треугольного импульса нагрузки и регистрации с высоким пространственным (до 0,1 нм) и временным разрешением (до 50 мкс) кинетики пластического течения с автоматической записью кривой нагрузка–смещение.

Целью настоящей работы было выявление характеристик и количественная оценка мод упруго-пластического поведения объемного аморфного стекла  $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$  в субмикробъемах методами динамического наноиндентирования.

Показано, что при наноиндентировании  $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$ , начиная с некоторой глубины проникновения индентора, наблюдается как гомогенное, так и гетерогенное пластическое течение материала, которое выражается в монотонном и скачкообразном характере кинетики формирования отпечатка и диаграммы величина приложенной силы – глубина смещения. Определены: величина прироста глубины и доли объема отпечатка, вытесненного различными модами пластической деформации в зависимости от глубины отпечатка и скорости относительной деформации; численные значения модуля Юнга, микро- и нанотвердости. Исследования, проведенные с помощью сканирующей электронной микроскопии, обнаруживают полосы локализованного сдвига, расположенные вблизи отпечатка.

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант №.01-02-16573) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр Е00-3.4-123).*



## ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЕ ИЗЛУЧЕНИЕ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ДЕ- ФОРМИРОВАНИИ ЛЬДА

Шибков А.А., Головин Ю.И., Желтов М.А., Королев А.А., Скворцов В.В.,  
Кольцов Р.Ю., Леонов А.А., Денисов Е.К., Михайлов В.М.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина*  
shibkov@tsu.tmb.ru

Хорошо известно, что замерзание многих диэлектриков, в том числе воды и разбавленных водных растворов электролитов, сопровождается появлением значительной неравновесной межфазной разности потенциалов (эффект Воркмана – Рейнольдса [1]) за счет формирования на фронте кристаллизации двойного электрического слоя, состоящего, в основном, из примесных ионов. Мы предположили, что если рост кристалла льда сопровождается развитием морфологических неустойчивостей фронта (например, при дендритном росте), то нестационарно движущаяся электрически активная фазовая граница лед-вода будет источником электромагнитного излучения. Настоящая работа посвящена экспериментальному исследованию электромагнитного поля вблизи внешней поверхности системы лед-вода в ходе неравновесной кристаллизации. Мы обнаружили пульсирующую электромагнитную эмиссию в частотном диапазоне  $10^{-1}$ - $10^6$  Гц при свободном росте льда в переохлажденной воде в области исходных переохлаждений от  $-0.1^{\circ}\text{C}$  до  $-30^{\circ}\text{C}$  и установили взаимосвязь между параметрами электромагнитной эмиссии и морфологией и кинетикой неравновесного роста льда, а также распространением ростовых трещин [2, 3]. Показано, что измерения электромагнитной эмиссии при кристаллизации реализуют отображение процесса формирования структуры льда на временной ряд. Составлен «атлас электромагнитных образов» некоторых важных мезоскопических событий в морфогенезе растущих кристаллов льда, связанных с эволюцией дендритов, игл, пластин, трещин и т.д.

В настоящей работе впервые обнаружено, что кристаллизация, плавление и пластическое деформирование морского льда сопровождается генерированием собственного электромагнитного излучения, параметры которого отличаются от таковых для пресного льда. Эти данные значительно расширяют применение полученных результатов для моделирования электромагнитных помех в условиях северных широт, а также для разработки методов непрерывного электромагнитного мониторинга природной среды, содержащей пресный и морской лед. Учитывая, что межфазная разность потенциалов возникает при замерзании широкого класса диэлектриков, можно надеяться, что обнаруженные корреляции между электромагнитной эмиссией и кинетикой и морфологией растущего льда имеют универсальную природу и могут быть использованы в качестве основы нового *in situ* метода исследования кинетики кристаллизации диэлектрических материалов.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 01-02-16574) и Министерства образования РФ (проект № Е00-3.4-122).*

1. E.J. Workman and S.E. Reynolds. Phys.Rev. 78 (1950) 254.
2. Шибков А.А., Головин Ю.И., Желтов М.А., Татарко М.А. // Кристаллография. 1999. Т. 44. № 5. С. 924-928.
3. Shibkov A.A., Golovin Yu.I., Zheltov M.A., Korolev A.A., Leonov A.A. // J. Cryst. Growth. 2002 (in printed).

## РАЗВИТИЕ АНСАМБЛЕЙ ДВОЙНИКУЮЩИХ ДИСЛОКАЦИЙ В ВИСМУТЕ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ

Башмаков В. И., Чикова Т. С.

Мозырский государственный педагогический институт, Беларусь

mozinst@mail.ru

Механическая двойниковая прослойка представляет собой закономерно переориентированную область монокристалла, границы которой реализованы скоплением однотипных частичных дислокаций, расположенных по контуру двойника [1]. При деформировании металла сосредоточенной нагрузкой у концентратора напряжений одновременно возникает несколько клиновидных двойников. Профиль каждой из прослоек обусловлен равновесным состоянием ансамбля двойникующих дислокаций в кристалле под нагрузкой, которое определяется наличием сил упругого и неупругого происхождения [1], а также действием сил со стороны локально ориентированного суммарного поля упругих напряжений, создаваемых сосредоточенной нагрузкой, другими двойниками и дефектами структуры кристалла [2].

Проведено статистическое исследование формы и размеров клиновидных двойников в висмуте при одновременном действии сосредоточенной статической нагрузки  $P=0,1\text{Н}$  и импульсов электрического тока длительностью  $10^{-5}\text{с}$ . и плотностью тока в импульсе  $500\text{А/мм}^2$ . Обнаружено, что на различных участках двойникового клина дислокационные процессы протекают по-разному. Сложный характер движения двойникующих дислокаций под влиянием импульсов тока в сильно искаженной скольжением кристаллической решетке обеспечивает многообразие форм и размеров клиновидных двойниковых прослоек. При первом импульсе процесс перемещения двойникующих дислокаций с увеличением поверхности раздела

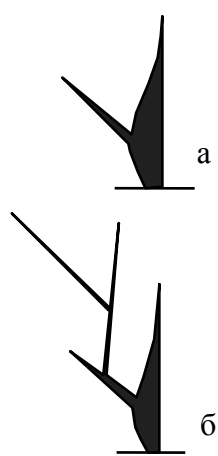


Рис. 1

превалирует над процессом генерирования двойникующих дислокаций, в результате чего наблюдается заметное снижение плотности двойникующих дислокаций на границах прослоек. Повторные импульсы тока вызывают интенсивное генерирование дислокаций на границах, при этом плотность двойникующих дислокаций не только восстанавливается, но и значительно растет. Повторные импульсы электрического тока возбуждают новые источники двойникующих дислокаций, что приводит к росту числа очагов двойникования. Новые двойники часто возникают на скоплениях двойникующих дислокаций на границах раздела (рис. 1а). С увеличением числа импульсов тока ветвистые двойники становятся более сложными (рис. 1б). Наблюдаемое явление свидетельствует о возможности релаксации напряжений у дислокационных скоплений на двойниковых границах за счет образования новых клиновидных двойниковых прослоек.

1. Косевич А.М., Бойко В.С. Дислокационная теория упругого двойникования кристаллов. // УФН. 1971. Т. 104. Вып. 2. С. 201 - 254.
2. Башмаков В. И., Чикова Т. С. Раздвойникование кристаллов висмута, вызванное скольжением // Физика процессов деформации и разрушения и прогнозирование механического поведения материала: Труды. XXXVI Международного семинара «Актуальные проблемы прочности» (26-29 сентября 2000 г. г. Витебск). – Витебск, 2000. – С. 434 – 439.

## САМООРГАНИЗАЦИЯ ДЕФЕКТОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ И ЕЁ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЗМ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ

Засимчук Е.Э.

*Институт металлофизики НАНУ, Киев, Украина*  
eezas@imp.kiev.ua

В многочисленных работах, посвященных пластической деформации кристаллических материалов, в качестве не подлежащего обсуждению закона принимается дислокационный механизм деформации, т.е. закон, при котором любое пластическое формоизменение кристалла в процессе его механического нагружения может быть описано на языке дислокационной физики – как генерация, перемещение и взаимодействие дислокаций и их комплексов (например, дисклинаций). Это утверждение базируется на экспериментальном обнаружении дислокационных структур в кристаллах после деформации. В большинстве работ полагали, что деформационные субструктуры (например, ячеистые) являются устойчивыми и определяют механические свойства деформированных кристаллов.

Однако еще в начале 80-х годов мы экспериментально наблюдали неустойчивость ячеек, созданных «теплой» деформацией, при последующем термоциклировании с максимальным напряжением термоцикла на уровне предела текучести исследуемого материала. Позднее неустойчивость субструктур в механическом поле наблюдалась на многих материалах (чистые металлы и слабо легированные сплавы) как в процессе, так и после деформации. Признаками наблюдаемой неустойчивости являлись ее резко выраженный пороговый характер, одновременное разрушение структуры на нескольких масштабных уровнях и последующее формирование на тех же структурных уровнях морфологически отличающихся структур (чаще всего – полосовых с геометрией, воспроизводящей геометрию механического поля). Эти признаки характерны для процессов самоорганизации сложных систем вдали от термодинамического равновесия. Нам удалось также наблюдать локализацию пластического течения во вновь возникших структурных элементах и аномально быстрый перенос по ним макроскопических частиц и отдельных кристаллитов. Эти факты позволили нам предложить модель самоорганизации вакансионных дефектов в механическом поле, приводящей к локальной аморфизации кристалла и появлению альтернативного механизма деформации – гидродинамического течения по каналам с жидкоподобной структурой. Этот механизм реализуется при торможении дислокационного скольжения (субструктура; препятствия из-за взаимодействия дислокаций при большом количестве одновременно активируемых систем скольжения и т.д.), как правило, в высокопластичных кристаллах с низким содержанием примесей. В сложнoleгированных сплавах, деформируемых при повышенных температурах, самоорганизацию тормозят примеси, стабилизирующие субструктуру, снижая тем самым пластичность материала из-за отсутствия условий для активации гидродинамического течения.

Показана возможность пластической деформации кристалла путем гидродинамического течения материала по жидкоподобным каналам.

## ИМИТАЦИОННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НА ЭВМ ЭЛЕМЕНТАРНОГО СКОЛЬЖЕНИЯ В КРИСТАЛЛАХ

Слободской М.И., Попов Л.Е.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет*  
sloboda@tsuab.su

В сообщении представлены: физическая модель распространяющегося в объеме кристалла единичного кристаллографического скольжения, методика моделирования на ЭВМ расширения связанной с этим скольжением замкнутой дислокации, алгоритмы и программы, позволяющие методами имитационного компьютерного моделирования воспроизводить, исследовать и описывать элементарное скольжение как целостный процесс. В формулировке дислокационной микромеханики это соответствует моделированию действия дислокационного источника и двумерного процесса расширения замкнутой планарной дислокационной петли, образующей фронт элементарного скольжения, в поле случайно расположенных дискретных препятствий на участке плоскости скольжения, соизмеримом с размерами экспериментально наблюдаемых зон сдвига в реальных кристаллах. Центральное ядро модели перенесено на фундаментальный механизм, лежащий в основе сдвиговой пластической деформации, - возникновение в определенных кристаллографических плоскостях элементарных кристаллографических скольжений на одно межатомное расстояние в направлении скольжения. Дислокационная подсистема представлена своим минимальным элементом - замкнутой планарной дислокационной петлей, эволюционирующей по законам дислокационной микромеханики в плоскости кристаллографического скольжения произвольных размеров с дискретными барьерами для дислокаций. Алгоритм модели построен с использованием фундаментальных результатов современной геометрии (стохастической, интегральной, вычислительной) и собственных оригинальных решений, среди которых: *а)* представление препятствий плоскости скольжения в виде отдельных блоков оптимального размера с учетом установленной зависимости последнего от характеристик используемой ЭВМ и входных параметров модели; *б)* алгоритм продвижения элемента дислокации, не требующий перебора всех препятствий плоскости скольжения; *в)* представление дислокации в оперативной памяти ЭВМ таким образом, что при элементарном акте кристаллографического скольжения данные о дислокации обновляются с *минимально* возможным числом перевычислений; *г)* новые критерии идентификации расположения точки относительно прямой, дуги окружности, пересечения отрезков, самопересечения дислокационной конфигурации, а также метод разделения дислокационной конфигурации на замкнутую планарную дислокационную петлю и дислокацию-источник второго цикла действия и метод отделения вогнутых петель, ограничивающих области незавершенного кристаллографического сдвига, от скользящей дислокации. Предложенные решения могут быть непосредственно использованы в тех задачах стохастического моделирования, где среди случайно расположенных точек необходим выбор части с заданными свойствами. При этом эффект от использования предложенных методов нелинейно возрастет с увеличением числа учитываемых точек. Создан комплекс программ, позволяющих с произвольной степенью детальности имитировать зарождение и распространение элементарного кристаллографического сдвига в рамках предложенной модели. Начальная дислокационная конфигурация является входным параметром модели, что дает возможность рассматривать весь спектр явлений, сопровождающих зарождение и распространение элементарного кристаллографического сдвига.

## НЕКОТОРЫЕ ЗАДАЧИ КРУЧЕНИЯ ПРИЗМАТИЧЕСКИХ УПРУГИХ ТЕЛ С ДИСЛОКАЦИЯМИ

Зубов Л.М., Губа А.В.

*Ростовский государственный университет*  
mexmat305@rnd.runnet.ru

В настоящем исследовании разработана общая нелинейная теория кручения и растяжения призматических тел, содержащих винтовые дислокации, оси которых параллельны оси призматического стержня. Такие дефекты могут существовать в нитевидных кристаллах, а также возникать в многосвязных цилиндрических конструкциях.

Рассмотрен случай изолированных дислокаций в цилиндрическом теле с многосвязным поперечным сечением, случай дискретного набора сосредоточенных дислокаций в односвязном теле, а также случай, когда винтовые дислокации непрерывно распределены по объему тела с заданной плотностью. Даны вариационные постановки двумерной нелинейной краевой задачи на сечении скручиваемого бруса при учете винтовых дислокаций.

В рамках нелинейной теории для различных несжимаемых изотропных материалов определен относительный угол закручивания цилиндра при известном распределении винтовых дислокаций и нулевом крутящем моменте. Проанализировано влияние винтовых дислокаций на прямой и обратный эффект Пойнтинга [1,2] при кручении круговых цилиндров. В случае полого цилиндра, сечение которого представляет собой круговое кольцо, изучено влияние радиуса полости на основные характеристики напряженно-деформированного состояния упругого тела.

Задача об одиночной винтовой дислокации, сосредоточенной в центре кругового цилиндра, была исследована с точки зрения нелинейной теории упругости в [3,4].

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты 02-01-00529, 00-15-96087).*

[1] Лурье А.И. Нелинейная теория упругости. М.: Наука, 1980. 512с.

[2] Зубов Л.М. О прямом и обратном эффектах Пойнтинга в упругих цилиндрах// Доклады РАН. 2001. Т. 380. №2. С. 194-196.

[3] Zubov L.M. Nonlinear Theory of Dislocations and Disclinations in Elastic Bodies. Springer-Verlag. Berlin-Heidelberg-New York. 1997. 205p .

[4] Еремеев В.А., Зубов Л.М., Карякин М.И., Чернега Н.Я. Образование полостей в нелинейно-упругих телах с дислокациями и дисклинациями// Доклады РАН, 1992. Т. 326.№6, С. 968-971.

## ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЕ ИЗЛУЧЕНИЕ ПОДВИЖНЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ

Чишко К.А., Чаркина О.В.

*Физико-технический институт низких температур НАН Украины, Украина,  
chishko@ilt.kharkov.ua*

Динамические дислокационные процессы в твердых телах сопровождаются появлением упругих и электромагнитных возбуждений, обусловленных возмущением атомной и электронной подсистем кристалла. Теоретическое и экспериментальное изучение такого рода явлений представляет собой актуальную задачу физики твердого тела в связи с тем, что акустические и электромагнитные волны, генерируемые в процессе формоизменения и разрушения материалов, несут уникальную информацию об эволюции дефектной структуры кристаллов под действием различных внешних факторов (деформирующих напряжений, ионизирующих излучений, электромагнитных воздействий и др.)

Настоящая работа посвящена теоретическому исследованию процессов излучения электромагнитных волн прямолинейными краевыми дислокациями и дислокационными сегментами, движущимися в диэлектрических ионных кристаллах. Предложенный механизм электромагнитной эмиссии обусловлен возникновением макроскопических переменных поляризационных токов вдоль края экстраплоскости краевой дислокации в процессе ее перемещения между соседними долинами рельефа Пайерлса. Вычислены компоненты электрического и магнитного полей в волновой зоне, а также рассчитаны плотность потока излученной электромагнитной энергии и сила радиационного трения, действующая на единицу длины дислокационной линии. Рассмотрена задача об излучении электромагнитных волн краевой дислокацией, совершающей в своей плоскости скольжения колебательное движение с амплитудой  $x_0 \gg b$  и частотой  $\Omega$ . Рассмотрена задача об излучении сегмента краевой дислокации, совершающего гармонические колебания в поле внешней квазистационарной упругой волны с частотой  $\Omega \ll c/l$  ( $l$  – длина сегмента,  $c$  – скорость звука). Построены выражения для полей излучения в волновой зоне и найдена мощность излучаемого электромагнитного сигнала, а также коэффициент “акусто-электромагнитного преобразования” (отношение мощности электромагнитного излучения к механической мощности, необходимой для приведения сегмента в движение с заданной амплитудой).

Результаты, полученные в работе, показывают, что регистрация электромагнитного излучения, сопровождающего перемещение дислокации в ионных кристаллах, может быть эффективным инструментом исследования динамики такого рода дефектов в процессе пластической деформации.

1. Чишко К.А., Чаркина О.В. Излучение электромагнитных волн краевыми дислокациями, движущимися в ионных кристаллах // ФТТ. 1996. Т.38. №9. С.2775-2786.
2. Чаркина О.В. Чишко К.А. Электромагнитное излучение подвижных дислокационных сегментов в ионном кристалле // ФТТ. 2001. Т.43. №10. С.1821-1827.

## ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ

Беляев С.П., Волков А.Е., Кривошеев С.И.,  
Петров А.А., Разов А.И., Уткин А.А., Федоровский Г.Д.

*Санкт-Петербургский государственный университет. volkov@smel.math.spbu.ru*

В данной работе проведено исследование функциональных свойств никелида титана после динамического воздействия в мартенситном состоянии. В качестве объекта исследований использовали сплав Ti-51,2ат.%Ni, из которого изготавливали цилиндрические образцы длиной и диаметром 5 мм. После отжига при 773 К в течение 1 часа образцы в мартенситном состоянии деформировали сжатием с различными скоростями при комнатной температуре. Квазистатическое деформирование со скоростью  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$  проводили на испытательной машине INSTRON. Динамическое нагружение осуществляли на пневматическом копре Хопкинсона. Длительность импульса ударного нагружения составляла  $\sim 120$  мкс, а скорости деформирования варьировали от  $3 \cdot 10^2 \text{ с}^{-1}$  до  $1,5 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ . После деформирования образцы термоциклировали со скоростью около 1 К/мин. При первом нагреве наблюдали возврат деформации как проявление эффекта памяти формы, а при последующих охлаждениях и нагревах изменение длины образцов происходило за счет обратимой памяти формы.

Установлено, что предварительное динамическое сжатие никелида титана, по сравнению с квазистатическим, приводит к возрастанию величины эффекта памяти формы, если нагружение было осуществлено до напряжений меньших, чем дислокационный предел текучести, и наоборот, если этот предел был превышен. Наблюдаемое в первом случае явление может быть объяснено самоорганизацией процесса переориентации мартенситных доменов с образованием макроскопического фронта переориентации при деформировании сплава в мартенситном состоянии. При малых остаточных деформациях величина эффекта обратимой памяти формы также возрастает после удара по сравнению с квазистатическим нагружением. Проведено исследование характеристических температур превращения при увеличении остаточной деформации, задаваемой сплаву динамически и квазистатически. И в том и в другом случае характер изменения этих температур одинаков, хотя при первом нагреве температуры начала и окончания обратного превращения после динамического нагружения выше, чем после квазистатического.

Для исследования «инерционных» свойств двойниковых границ была проведена серия испытаний проволочных образцов диаметром 2 мм из сплава Ti-50,8ат.%Ni. Нагружение образцов, находящихся в мартенситном состоянии, проводили на магнитно-импульсной установке «Кси-2» при трехточечном изгибе с длительностью импульса 4,4 мкс и с различными максимальными значениями (амплитудами) усилия в импульсе от 0 до 50 кН. В результате экспериментов было обнаружено пороговое значение амплитуды, равное 10 кН. До этого значения амплитуды нагружения при указанной длительности импульса остаточная деформация в никелиде титана, находящемся в мартенситном состоянии, не образуется. Далее, с повышением амплитуды динамического нагружения, остаточная деформация образца в первом приближении линейно зависит от импульса нагрузки. Таким образом, можно считать установленным, что междоменные и междвойниковые границы в мартенсите сплава TiNi имеют «инерционные» свойства, и их движение существенно связано с процессами, развивающимися во времени. Очевидно, каждый акт смещения границ обусловлен некоторым характерным временем релаксации, определение которого требует выполнения дополнительных исследований.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ, гранты № 01-01-00250, № 01-01-00216, № 00-15-96023, № 00-15-96027*

## УЧЕТ ДИЛАТАНСИИ И ВИДА НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В МАТЕРИАЛАХ С ЭФФЕКТОМ ПЯМЯТИ ФОРМЫ

Кадашевич И.Ю., Кадашевич Ю.И., Помыткин С.П.\*

*Северо-Западный политехнический институт,*

*\* Технологический университет растительных полимеров, Санкт-Петербург  
sp@pom.usr.pu.ru*

В работе [1] была представлена новая трактовка теории пластичности с перекрестными связями. Эта теория, предложенная В.В.Новожиловым еще в 1968 году, может быть достаточно эффективно обобщена и применена для описания некоторых явлений, присущих материалам с эффектом памяти формы. Суть подхода заключается в следующем. За основу принимается двухповерхностный вариант теории неупругости с перекрестными связями. Кроме классических требований, накладываемых на определяющие уравнения модели пластического течения, в теорию введено разрешение скачкообразного изменения параметров модели при фазовом изменении структурного состояния материала. В докладе показывается, как определяющие соотношения предлагаемой теории могут быть применены для описания таких явлений, как пластичность прямого и ориентированного превращения, явления неизотермической ползучести и релаксации, эффект отрицательной ползучести, реверсивная память формы, псевдоупругость и генерация реактивных напряжений, эффект однократной и многократной памяти формы и ряд других явлений.

В последние годы появились новые экспериментальные данные, свидетельствующие о том, что поведение ряда материалов, обладающих эффектом памяти формы, зависит от вида напряженного состояния. Имеются в виду, в первую очередь, работы И.Н.Андропова и Н.А.Северовой [2]. Это, в свою очередь, может потребовать уточнения определяющих соотношений. В докладе показывается, как следует модернизировать определяющие уравнения вышеупомянутой теории, чтобы учесть влияние дилатансии и изменение напряженного состояния материала в процессе нагружения и деформирования. Приводятся соответствующие иллюстративные примеры для изотермических и неизотермических задач при сложном нагружении.

1. Кадашевич И.Ю., Мельников Б.Е. О новых возможностях теории В.В.Новожилова с перекрестными связями // Труды юбилейной научно-технической конференции “Новожиловские чтения”. СПб: ЦНИИ имени академика А.Н.Крылова, 1998. С.62-66.
2. Андронов И.Н., Богданов Н.П., Северова Н.А. Влияние вида напряженного состояния на характер изотермического деформирования никелида титана // Научные труды I Международного семинара “Актуальные проблемы прочности имени В.А.Лихачева” и XXXIII семинара “Актуальные проблемы прочности” 15-18 октября 1997. Новгород, НовГУ. С.33-39.



## МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В InSb

Петржик Е.А.<sup>1</sup>, Даринская Е.В.<sup>1</sup>, Ерофеева С.А.<sup>2</sup>

*1 – Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия*

*2 – Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московская обл., Россия*  
petrzhik@ns.crys.ras.ru; darin@ns.crys.ras.ru

Магнитопластический эффект (МПЭ), как движение дислокаций в постоянном магнитном поле в отсутствие механического нагружения, был обнаружен и подробно исследован в щелочно-галогидных кристаллах и немагнитных металлах [1, 2]. Недавно МПЭ удалось обнаружить и в полупроводниковом кристалле [3]. Настоящая работа посвящена изучению влияния легирования и предварительной обработки монокристаллов InSb на подвижность быстрых 60-градусных дислокаций в магнитном поле.

Эксперименты показали, что тип проводимости, степень легирования и характер примеси существенно влияют на МПЭ в кристаллах InSb. Оказалось, что легирование чистого кристалла InSb теллуrom до  $n \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$  приводит к исчезновению МПЭ. В то же время, в кристаллах InSb p-типа, легированных Zn, даже при той же концентрации ( $p \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ) МПЭ ярко выражен. Интересно, что в кристаллах InSb p-типа, но легированных Ge, МПЭ не удалось обнаружить. По-видимому, для подвижности дислокаций в магнитном поле в полупроводниковых кристаллах важен не только тип проводимости, но и магнитное состояние легирующей примеси.

При изучении влияния предварительного механического нагружения на подвижность дислокаций в магнитном поле установлено, что уровень внутренних напряжений кристалла определяет не только величину дислокационных пробегов в магнитном поле, но и значение порогового магнитного поля, ниже которого магнитопластический эффект исчезает.

Проведенные эксперименты показывают, что в полупроводниковых кристаллах, так же как в ЦГК и немагнитных металлах, магнитное поле создает условия для открепления дислокаций от локальных стопоров. Дальнейшее движение дислокаций обуславливается полями внутренних напряжений кристалла.

[1] В.И. Альшиц, Е.В. Даринская, Т.М. Перекалина, А.А. Урусовская. ФТТ **29**, 2, 467 (1987).

[2] V.I. Alshits, E.V. Darinskaya, O.L. Kazakova, E.Yu. Mikhina, E.A. Petrzhik. Materials Science and Engineering **A234-236**, 617 (1997).

[3] Е.В. Даринская, Е.А. Петржик, С.А. Ерофеева, В.П. Кисель. Письма в ЖЭТФ **70**, 4, 298 (1999).

## МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В КРИСТАЛЛАХ LiF И NaCl И ПРОДОЛЬНАЯ РЕЛАКСАЦИЯ СПИНОВ.

Альшиц В.И.<sup>1</sup>, Даринская Е.В.<sup>1</sup>, Хартманн Е.<sup>2</sup>

1- *Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия*  
alshits@ns.crys.ras.ru

2- *Институт физики твердого тела и оптики ВАН, Будапешт, Венгрия*

При исследовании магнитостимулированной дислокационной подвижности в кристаллах LiF и NaCl обнаружены новые черты зависимости среднего пробега  $l$  дислокаций от магнитного поля  $B$ : впервые найден переход от обычной пропорциональности  $l \propto B^2$  к насыщению  $l \approx const$  при высоких полях  $B$ . Показано, что экспериментальные точки удовлетворительно описываются теоретической зависимостью  $l \propto [(B_0/B)^2 + 1]^{-1}$  типичной для механизма продольной релаксации спинов в системе радикальных пар, которые предположительно образуются в процессе взаимодействия дислокационных ядер с парамагнитными примесными центрами. Измеренные значения величины  $B_0$  оказались в интервале ( 0,5 – 0,9 ) Тл. В соответствии с теорией уровень поля  $B_0$  определяется характерной частотой  $\nu_0$  осцилляций внутренних полей в решетке (  $B_0 \propto \nu_0$  ), которая при  $B_0 \sim 1$ Т оказывается порядка  $10^{11} \text{с}^{-1}$ , что соответствует типичной частоте собственных колебаний дислокационных сегментов между центрами закрепления, которая, естественно, от температуры не зависит. Это в свою очередь объясняет одинаковость измеренных значений  $B_0$  при температурах 293К и 77К. Имея в виду, что характерная частота  $\nu_0$  обратно пропорциональна средней длине сегментов (  $\nu_0 \propto l_{\text{дис.}}^{-1}$  ), естественно ожидать, что увеличение концентрации примеси или предварительное облучение кристалла, уменьшающее величину  $l_{\text{дис.}}$ , должны приводить к увеличению величины  $B_0$ . Эксперименты на рентгеновски облученных кристаллах NaCl и LiF, а также на кристаллах NaCl с двумя разными концентрациями примеси кальция полностью это подтвердили.

## ДИНАМИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ НАНОКЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ $Al_2O_3$ И $ZrO_2$

Савиных А.С., Разоренов С.В., Канель Г.И.  
Институт Проблем Химической Физики РАН, Черноголовка  
kanel@icp.ac.ru

Керамика как конструкционный материал используется в широком диапазоне температур и рабочих напряжений, в силу своих уникальных химических и механических свойств. В частности, в условиях ударно-волнового нагружения керамика применяется в качестве бронезащитных материалов, защитных покрытий лопаток газовых турбин, подвергающихся ударам конденсированных частиц в высокотемпературном газовом потоке и т.д.

Целью данной работы является исследование поведения образцов нанокерамики на основе диоксида циркония и окиси алюминия при скоростях деформирования  $10^4 \div 10^5 \text{ с}^{-1}$ . В работе исследовались образцы нанокерамики на основе  $ZrO_2$  и  $Al_2O_3$  с размерами кристаллитов 40 нм, 70 нм, плотностью  $5.16 \text{ г/см}^3$ ,  $3.55 \text{ г/см}^3$  и пористостью 15.4% и 10.1% соответственно. Одним из способов определения характера деформирования и разрушения материала, а также количественных газодинамических параметров процесса является анализ профилей скорости свободной поверхности [1], которые регистрировались с помощью лазерного доплеровского измерителя скорости "VISAR". Для получения отражения зондирующего лазерного луча на поверхность образцов напылялся тонкий слой ( $1 \div 2 \text{ мкм}$ ) меди или алюминия. Нагружение образцов осуществлялось ударом алюминиевых пластин толщиной 0.85 или 2 мм (в зависимости от толщины образца), разогнанных до скоростей  $650 \pm 30 \text{ м/с}$  и  $1250 \pm 50 \text{ м/с}$  с использованием специальных взрывных устройств [1]. Толщины образцов варьировались от 3.1 до 4.5 мм.

В процессе нагружения в обоих случаях фиксируется выход на поверхность образца упругопластической волны сжатия и последующей разгрузки до разрушения. В силу низкого уровня критических разрушающих напряжений для подобных материалов, высокой пористости и неомогенной развитой структуры откольный импульс после разрушения очень слабо выражен и практически сразу затухает. Из экспериментальных профилей видно отличие характера деформирования керамики на основе  $Al_2O_3$  и  $ZrO_2$ . В первом случае фиксируется резкий скачок скорости в упругой волне сжатия до  $\sim 300 \text{ м/с}$  и затем ее плавное нарастание до максимума. Причем, при низком давлении в этих образцах динамическая прочность близка к нулю. В случае образцов на основе диоксида циркония при слабой волне сжатия фиксируется плавное нарастание скорости в упругой волне сжатия, что может быть связано с недостаточной плоскопараллельностью образца. Однако для этих образцов при различной скорости соударения реализуемые критические разрушающие напряжения примерно равны.

Образцы нанокерамики предоставлены Кульковым С.Н., Институт Физики Прочности и Материаловедения СО РАН, г. Томск.

*Работа выполнена в рамках Программы Российской Академии Наук "Физика и химия экстремального состояния вещества" и при финансовой поддержке РФФИ, гранты №01-01-00436, 00-15-96731.*

1. Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортов В.Е.. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. 1996. М., "Янус-К". 402 стр.

## АНОМАЛИИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ СОПРОТИВЛЕНИЯ ДЕФОРМИРОВАНИЮ И РАЗРУШЕНИЮ АЛЮМИНИЯ В СУБМИКРОСЕКУНДНОМ ДИАПАЗОНЕ

Канель Г.И., Разоренов С.В., Фортов В.Е.

*Институт Проблем Химической Физики РАН, Черноголовка*  
kanel@icp.ac.ru

Проведены измерения динамических пределов текучести и прочности монокристаллов алюминия в температурном диапазоне от 15°C до 650°C при длительностях ударно-волновой нагрузки  $\sim 5 \cdot 10^{-8} - 2 \cdot 10^{-7}$  с. Обнаружен аномальный рост предела текучести, который вблизи температуры плавления в четыре раза превышает величину, измеренную при комнатной температуре. Это объясняется переходом от термофлуктуационного механизма движения дислокаций, имеющего место в области низких и умеренно высоких скоростей деформирования, к надбарьерному движению, контролируемому фононной вязкостью, при высокоскоростном ( $\sim 10^5 - 10^6$  с<sup>-1</sup>) нагружении в ударных волнах. Увеличение ширины пластических волн сжатия с ростом температуры согласуется с выводом о фононном механизме торможения дислокаций. Форма волнового профиля упругого предвестника и его эволюция указывает на высокую скорость размножения дислокаций в этих условиях.

Одновременно со значительным ростом предела текучести с увеличением температуры происходит небольшое падение прочности алюминия на разрыв. Не зафиксированы какие-либо резкие изменения динамической прочности и сжимаемости монокристаллического алюминия при переходе через границу ожидаемого плавления при растяжении, что рассматривается как свидетельство перегрева твердой фазы металла. Величина перегрева достигала 60 – 65°C. Перегрев не наблюдался в опытах с поликристаллическим алюминием, где возможно зарождение плавления на границах зерен при температурах меньше температуры плавления кристалла.

*Работа выполнена в рамках проекта РФФИ № 00-02-17604.*

## ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН И ИХ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ

Страумал Б.Б.

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московская область*  
straumal@issp.ac.ru

Границы зерен существенным образом определяют свойства поликристаллов, в особенности в тех случаях, когда размер зерен лежит в интервале от нескольких микрон до нескольких нанометров, а на границах зерен оказывается от нескольких процентов до трети общего числа атомов материала. В результате целого ряда исследований, проведенных в последние годы, на объемных фазовых диаграммах начали появляться линии равновесных зернограничных фазовых переходов. При пересечении этих линий резко изменяются свойства поликристаллических (в особенности нанокристаллических) материалов, в частности, их диффузионная проницаемость, хрупкость, скорость пластической деформации и максимальное удлинение, скорость миграции границ и роста зерен, электросопротивление и т.д. Если в объеме находятся в равновесии две фазы  $\alpha$  и  $\beta$  (твердая фаза и расплав или две твердых фазы), то граница зерен в фазе  $\alpha$  может существовать в равновесном контакте с фазой  $\beta$ , только если энергия границы зерен  $\sigma_{ГЗ}$  будет меньше энергии  $2\sigma_{\alpha/\beta}$  двух межфазных границ  $\alpha/\beta$ . В целом ряде двух- и многокомпонентных систем условие  $\sigma_{ГЗ} < 2\sigma_{\alpha/\beta}$  нарушается при повышении температуры (или понижении давления). Тогда при некоторой температуре  $T_w$  (или давлении  $P_w$ ) происходит зернограничный фазовый переход смачивания (обволакивания). В результате, в двухфазной области объемной фазовой диаграммы появляется конода зернограничного фазового перехода смачивания (обволакивания) при  $T_w$  (или  $P_w$ ). Выше  $T_w$  (или ниже  $P_w$ ) энергия границы зерен  $\sigma_{ГЗ}$  становится больше энергии двух межфазных границ  $2\sigma_{\alpha/\beta}$ , и граница зерен не может более сосуществовать в равновесном контакте с фазой  $\beta$ . Слой фазы  $\beta$  должен заменить границу зерен. Зернограничные фазовые переходы смачивания рассматриваются на примере Al–Sn, Al–Ga, Al–Sn–Ga, Cu–In, Cu–Bi, Fe–Si–Zn, Mo–Ni, W–Ni, Zn–Sn и Zn–In. Зернограничные фазовые переходы обволакивания рассматриваются на примере систем Al–Zn, W–Ni, W–Cu. В ряде систем конода зернограничного фазового перехода смачивания (обволакивания) может иметь продолжение в однофазной области объемной фазовой диаграммы, где в объеме в равновесии находится только твердый раствор. Такое продолжение представляет собой линию зернограничного солидуса (сольвуса). Она начинается в точке пересечения коноды  $T_w$  с объемным солидусом (сольвусом) и заканчивается в точке плавления одного из компонентов. Между линиями зернограничного и объемного солидуса (сольвуса) на границе зерен присутствует тонкий слой зернограничной фазы, толщина которой является функцией концентрации и температуры. При пересечении линии зернограничного солидуса происходит зернограничный фазовый переход предсмачивания (предплавления). Такие переходы рассматриваются на примере систем Cu–Bi, Al–Ga, Al–Pb, Al–Mg, Al–Mg–Zn, Al–Mg–Cu, Al–Mg–Si, Fe–Si–Zn, Mo–Ni и W–Ni. Наличие прослойки зернограничной фазы приводит к повышенной диффузионной проницаемости и подвижности границ, сегрегации на границах. Представления о зернограничном солидусе позволяют объяснить феномен высокоскоростной сверхпластичности, а также явления при активированном и жидкофазном спекании. Автор благодарит РФФИ (проект 01-02-16473), ИНТАС (проект 99-1216), Миннауки и образования ФРГ (WTZ-проект RUS 00/209) и программу сотрудничества РАН с Королевской академией наук Швеции за финансовую поддержку работы.

## ФАСЕТИРОВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН $\Sigma 3$ И $\Sigma 9$ В МЕДИ

Поляков С.А., Страумал Б.Б.

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московская область*  
polyakov@issp.ac.ru; straumal@issp.ac.ru

Фасетирование – это хорошо изученное явление, известное как для свободной поверхности, так и для внутренних границ раздела, в частности для границ зерен (ГЗ). Фасетирование можно рассматривать как фазовый переход, в результате которого исходная ГЗ распадается на плоские сегменты, энергия которых в сумме меньше, чем энергия исходной ГЗ. Фасетирование обычно наблюдается на ГЗ с разориентациями, близкими к разориентациям совпадения. В этом случае решетки обоих зерен формируют решетку совпадающих узлов (PCY) которая характеризуется параметром  $\Sigma$  (обратная плотность совпадающих узлов). В большинстве случаев фасетки лежат в плоскостях PCY с высокой плотностью совпадающих узлов.

Для исследования фасетирования ГЗ был выращен цилиндрический бикристалл Cu. Зерно 1 в этом бикристалле полностью окружено зерном 2. Эти зерна образуют ГЗ  $\Sigma 9 \langle 110 \rangle$ . Фасетирование изучалось при 1020 °C (48 ч). Известно, что вблизи от ориентации  $\{111\}_1/\{115\}_2$  граница зерен  $\Sigma 9$  распадается на две двойниковых границы  $\Sigma 3$  по реакции:  $\Sigma 9 \rightarrow \Sigma 3 + \Sigma 3$ . Такая диссоциация происходит и в нашем случае. Двойники появляются в течение роста бикристалла вместо фасеток  $\{111\}_1/\{115\}_2$  или  $(110)_{\Sigma 9 PCY}$ . Профили сформировавшихся канавок термического травления анализировались с помощью атомно-силовой микроскопии. Диаграммы Вульфа и зернограничные фазовые диаграммы были построены для  $\Sigma 3$ ,  $\Sigma 9$  и  $\Sigma 3 + \Sigma 9$ . Энергия симметричного двойника  $\Sigma 3$  ( $\{111\}_1/\{111\}_2$  или  $(100)_{\Sigma 3 PCY}$ ) очень низка в случае точного совпадения решеток. Вторая наиболее плотно упакованная плоскость PCY ( $\{211\}_1/\{211\}_2$  или  $(010)_{\Sigma 3 PCY}$ ) носит название (асимметричный двойник). Фасетки  $\{211\}_1/\{211\}_2$  наблюдались в Al, Au, AuCu<sub>3</sub> и Ge. Однако, в Cu и Ag двойниковые пластины не прямоугольные. Фасетка на конце двойниковой пластины расположена под углом 82° к  $\{111\}_1/\{111\}_2$  или  $(100)_{\Sigma 3 PCY}$ . Однако анализ литературных данных показывает, что фасетки 82° появляются только при высоких температурах. При низких температурах в Cu тоже наблюдаются “нормальные” фасетки 90°  $(010)_{\Sigma 3 PCY}$ . Таким образом, между 0.95 и 0.64 температуры плавления происходит зернограничный фазовый переход. Обсуждается также фасетирование ГЗ  $\Sigma 9$ .

*Авторы благодарят РФФИ (проект 01-02-16473), ИНТАС (проект 99-1216), Миннауки и образования ФРГ (WTZ-проект RUS 00/209), Штутгартский университет и Институт металловедения об-ва им. М. Планка (Штутгарт) за финансовую поддержку работы.*

## ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ФАСЕТИРОВАНИЯ НА ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН В ЦИНКЕ

Поляков С.А., Страумал Б.Б., Сурсаева В.Г.

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московская область*  
polyakov@issp.ac.ru; straumal@issp.ac.ru; sursaeva@issp.ac.ru

Фасетирование – феномен, известный как для внешних поверхностей кристаллов, так и для границ раздела, в частности границ зерен (ГЗ). Фасетирование можно рассматривать как фазовый переход, в ходе которого изначальная поверхность или ГЗ диссоциируют на плоские сегменты, чья энергия меньше чем энергия исходной поверхности или ГЗ. Фасетирование ГЗ наблюдается вблизи от так называемых разориентаций совпадения. В этом случае решетки обоих зерен формируют решетку совпадающих узлов (PCY), которая характеризуется параметром  $\Sigma$  (обратная плотность совпадающих узлов). В большинстве случаев фасетки ГЗ лежат в плоскостях PCY с высокой плотностью совпадающих узлов.

Монокристалл Zn  $[11\bar{2}0]$  был выращен методом направленной кристаллизации из цинка чистотой 99,999 wt.%. Отдельные вытянутые двойниковые пластины, имеющие постоянную толщину и перпендикулярные поверхности образца, были получены с помощью легкой деформации монокристалла. Параллельные стороны двойниковой пластины сформированы симметричными двойниковыми ГЗ или фасетками  $(100)_{PCY}$ . Стационарная форма медленно мигрирующего конца двойниковой пластины была изучена *in situ* в поляризованном свете с использованием высокотемпературной приставки к оптическому микроскопу в температурном интервале от 317 до 417 °C. Ниже 357 °C конец двойниковой пластины содержит только одну плоскую фасетку, а именно ассиметричную двойниковую ГЗ  $(010)_{PCY}$ , которая составляет угол около 45° с ГЗ  $(100)_{PCY}$ . При увеличении температуры от 357 до 412 °C соотношение длин фасеток  $(010)_{PCY}$  и  $(110)_{PCY}$  увеличивается от 0 до 1. Выше 412 °C на конце двойниковой пластины присутствует только одна фасетка  $(110)_{PCY}$ .

Построена фазовая диаграмма для двойниковых границ зерен в Zn, содержащая линии фазовых переходов фасетирования ГЗ. Ранее нами было показано, что ГЗ обладают особой структурой и свойствами в ограниченной области температур и разориентаций  $\theta$  вблизи от разориентаций совпадения  $\theta_{\Sigma}$ . С увеличением  $\Delta\theta = |\theta - \theta_{\Sigma}|$  и температуры происходит фазовый переход "специальная ГЗ – ГЗ общего типа". Отношение параметров  $a$  и  $c$  кристаллической решетки в Zn зависит от температуры. Поэтому фазовый переход фасетирования ГЗ  $(010)_{PCY} \rightarrow (010)_{PCY} + (110)_{PCY} \rightarrow (110)_{PCY}$  может быть вызван соответствующими изменениями PCY в цинке.

*Авторы благодарят РФФИ (проект 01-02-16473) и ИНТАС (проект 99-1216).*

## ФОРМИРОВАНИЕ И ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНЫХ ПОТОКОВ ИОНОВ АЗОТА НИЗКОЙ ЭНЕРГИИ

Страумал Б.Б.<sup>1</sup>, Вершинин Н.Ф.<sup>1,2</sup>, Поляков С.А.<sup>1</sup>, Асрян А.<sup>1,2</sup>, Фризель М.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московская область*  
straumal@issp.ac.ru; vershinin@issp.ac.ru; polyakov@issp.ac.ru; asryan@issp.ac.ru

<sup>2</sup>*ООО СОИГ, Черноголовка, Московская область, РФ*

<sup>3</sup>*Технологический ун-т им. Чалмерса, лаборатория ВИМС, Гётеборг, Швеция*  
friesel@fy.chalmers.se

Технология ионной имплантации появилась в 60-е годы и стала активно применяться в микроэлектронике и полупроводниковой технике, в основном для создания легированных подповерхностных слоев с заданной проводимостью. Для этого метода характерны высокие энергии ионов и низкие плотности ионного потока. Впоследствии появились методики, комбинирующие термическую обработку материала с ионным легированием в тлеющем разряде, позволяющие получить слои с повышенным содержанием легирующего элемента (например, азота) толщиной до нескольких десятков микрон, пригодные для применения в машиностроении, автомобильной и авиационной промышленности. Недавно был разработан ускоритель с замкнутым дрейфом ионов (УЗД), пригодный для низковольтного ионного легирования. Для данного УЗД характерно сочетание относительно низкой энергии ионов (0,1–10 кэВ) с высокой плотностью ионного потока (до 1–3 мА/см<sup>2</sup>). Большая апертура (до 1400 мм) позволяет быстро обрабатывать подложки крупных размеров.

В работе изучено ионное азотирование ряда сталей. Исследовано влияние ионного азотирования на микротвердость поверхности. С помощью масс-спектропии вторичных ионов (ВИМС) изучены профили проникновения азота. Наблюдается аномально быстрое проникновение азота в сталь с гранецентрированной (гцк) кубической решеткой. Для объяснения этого эффекта привлекаются представления о субплантации ионов низкой энергии и радиационно-стимулированной диффузии азота в материал. Обсуждается также возможное влияние зернограничных фазовых переходов с образованием прослоек метастабильной объемноцентрированной фазы с высокой диффузионной проницаемостью на границах зерен в гцк-железе.

*Авторы благодарят РФФИ и Миннауки правительства Московской области (проект 01-02-97039), программу "НАТО – Наука для мира" (проект 977985) и программу сотрудничества РАН с Королевской академией наук Швеции за финансовую поддержку работы.*



## ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПОДВИЖНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ КРИСТАЛЛОВ NaCl

Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В.

*Институт кристаллографии РАН*  
mkoldaeva@ns.crys.ras.ru

Изучение микропластичности кристаллов NaCl в условиях импульсной механической нагрузки, как в магнитном поле, так и в его отсутствие, позволило понять механизм движения дислокаций в кристаллах с низким пределом текучести под действием механических импульсов малой (много меньше предела текучести  $\tau_y \approx 0.5 \text{ МПа}$ ) амплитуды. Оказалось, что в таких кристаллах, дислокации движутся только на фронте нарастания импульса, не чувствуя никаких характеристик импульса, кроме амплитуды. Поэтому движение дислокаций в этих условиях не может быть охарактеризовано средней скоростью. Под действием внешней нагрузки они движутся квазистатически в потенциальном рельефе напряжений системы параллельных дислокаций. Положение дислокации определяется равновесием внешней силы, силы внутренних напряжений и силы сухого трения, обусловленного закреплением дислокаций на точечных дефектах. Данная модель позволяет получить из экспериментальных данных величину напряжения пиннинга  $\tau_p \sim 0.1 \tau_y$  и оценить масштаб внутренних напряжений.

В магнитном поле сила сухого трения существенно уменьшается. В результате при сжатии кристалла в магнитном поле появляется чувствительность длины пробега ко времени комбинированного воздействия, что сопровождается значительным ростом пробегов при увеличении амплитуды и длительности приложенного импульса. Анализ экспериментальных данных показал, что релаксация дислокационной структуры в магнитном поле усиливается под действием дополнительно действующей внешней силы. Увеличение подвижности дислокаций связано также с большим количеством движущихся при комбинированном воздействии дислокаций. В этих условиях магнитное поле стимулирует перестройку самого потенциального рельефа дальнедействующих внутренних напряжений, что способствует росту средних пробегов дислокаций. Сравнивая пробеги дислокаций под действием треугольного импульса нагрузки в магнитном поле и в его отсутствие, можно оценить время  $\tau_{dp}$  магнитостимулированного открепления дислокации от стопоров как  $\tau_{dp} \sim 3 \cdot (10^{-4} - 10^{-5}) \text{ с}$ .

## О МАГНИТОЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ МИКРОТВЕРДОСТИ КРИСТАЛЛОВ БИФТАЛАТА КАЛИЯ

Колдаева М.В., Турская Т.Н., Даринская Е.В.

*Институт кристаллографии РАН*  
mkoldaeva@ns.crys.ras.ru

Обнаружено влияние магнитного поля на микротвердость кристаллов бифталата калия  $C_8H_5O_4K$  (БФК). Образцы, в виде тонких пластинок размером  $3 \times 7 \text{ мм}^2$ , выкалывались по плоскости спайности из одной пирамиды роста непосредственно перед экспериментом. Индентированию пирамидой Виккерса с усилием 20г (0.2 N) подвергалась плоскость спайности (010). При этом измерялась диагональ  $\langle 100 \rangle$  отпечатка, симметричная относительно полярного направления. Приготавливались два свежих зеркальных скола, один из которых помещался в постоянное магнитное поле. Затем измерялась микротвердость обоих сколов в зависимости от времени, прошедшего с момента приготовления скола на протяжении 8-10 суток. Точность измерений обеспечивалась на уровне 3-4%.

После выдержки в магнитном поле 0.9Т в течение 5 min величина микротвердости уменьшается на 15-18% по сравнению с контрольным зеркальным сколом образца. Эта разница уменьшается с течением времени, прошедшего с момента магнитного воздействия, сходя на нет на 7-8 суток. Происходят так же изменения в кинетике микротвердости в зависимости от времени, прошедшего с момента раскалывания. Из литературы известно, что процесс разупрочнения поверхности скола со временем может быть связан с выходом из свежего скола кристаллогидратной воды, всегда присутствующей в кристаллах БФК. Тем не менее, в результате контрольных экспериментов было показано, что после пребывания в магнитном поле изменения происходят не только на поверхности, но и в объеме образца.

Для выявления роли кристаллогидратной воды в процессах, стимулируемых магнитным полем, образцы подвергались отжигу с последующим медленным охлаждением в струе инертного газа. Микротвердость таких образцов была значительно ниже, чем неотожженных, но влияние магнитного поля осталось на прежнем уровне. Сравнение кинетики изменения микротвердости неотожженных и отожженных кристаллов БФК позволило увидеть влияние магнитного поля на кинетику выхода кристаллогидратной воды из скола. Это, возможно, связано с обратимыми структурными изменениями конфигурации имеющихся в кристалле водородных связей, что требует дальнейшего изучения.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 00-02-16233.*

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ ОЦК МЕТАЛЛОВ

Пронина Л.Н., Аристова И.М., Мазилкин А.А

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка*

Изучались структура и свойства монокристаллов вольфрама  $(001)[\bar{1}10]$ ,  $(110)[\bar{1}10]$ ,  $(001)[100]$  и кремнистого железа с ориентациями  $(001)[110]$  и  $(111)[11\bar{2}]$  после деформации прокаткой до различных степеней обжатия. Обнаружено, что монокристаллы как вольфрама, так и кремнистого железа с ориентацией  $(001)[110]$  могут быть продеформированы до весьма больших степеней обжатия (80%), сохраняя при этом свою монокристалличность. Структура деформированных монокристаллов данной ориентации характеризуется довольно однородным распределением дислокаций с плотностью порядка  $10^{10}\text{см}^{-2}$ . При последующем высокотемпературном отжиге материал сохраняет ориентацию исходного монокристалла.

В монокристаллах с ориентациями  $(110)[\bar{1}10]$  и  $(111)[11\bar{2}]$  уже в области малых обжатий начинает формироваться ячеистая структура. Изучение микроструктуры методом световой микроскопии позволило выявить в деформированных монокристаллах вольфрама  $(001)[100]$  текстуру, с преимущественным направлением субзерен вдоль направления прокатки. Сформировавшаяся в  $(110)[\bar{1}10]$ ,  $(111)[11\bar{2}]$  и  $(001)[100]$  кристаллах ячеистая структура приводит при высокотемпературном отжиге к их рекристаллизации.

Описываются наблюдаемые дислокационные реакции между дислокациями действующих систем скольжения и рассматривается их роль в формировании структуры при деформации.

## ПРИНЦИП ГЕТЕРОГЕННОСТИ И НЕЗАВИСИМОСТИ МИКРОДЕФОРМИРОВАНИЯ У СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Кузьмин С.Л., Бетехтин К.В.\*

*НИИ математики и механики им. Акад. В.И.Смирнова, СПбГУ, Россия*

*\*С.Петербургский Гос. Технический Университет, Россия*

*vladimir.betekhtin@pop.ioffe.rssi.ru*

Вопрос о поведении сплавов с эффектом памяти формы в условиях сложного нагружения возник еще в начале 80 – х годов прошлого столетия. Было установлено, что в отличие от обычных материалов, у которых при нагружении с использованием различных видов напряженного состояния упрочняются не только действующие системы скольжения, но и латентные, в поликристаллическом интерметаллиде никелида титана эффект латентного упрочнения может отсутствовать. Анализ поведения никелида титана после сложного нагружения, осуществляемого с резким изменением вида напряженного состояния, показал, что в никелиде титана может происходить независимая активизация каналов пластичности при варьировании температурных, деформационных и силовых воздействий. Знакопеременное нагружение никелида титана при последующем его нагревании приводит к эффекту реверсивной памяти формы, который заключается в последовательном восстановлении всех неупругих деформаций, сообщенных материалу в процессе его предварительного нагружения. При сложном нагружении с использованием разных способов силового воздействия, в частности одновременном сжатии и кручении, никелид титана в ходе охлаждения испытывает формоизменение в направлении всех приложенных усилий, нагревание в отсутствие напряжения вызывает полное восстановление всех предварительно заданных неупругих деформаций, причем после знакопеременного нагружения – по траектории с реверсом.

В последние годы значительно вырос интерес к изучению сплавов на медной основе, обладающих эффектом памяти формы. С научной точки зрения это обусловлено желанием понять природу явления у материалов с более сложной, чем у никелида титана структурой и особенностями мартенситных превращений. С практической – по причине их уникальных физико – механических свойств, которые расширяют область применения материалов данного класса. В силу указанных причин проведено исследование композиции  $\text{Cu} - 12,5\% \text{Al} - 4,6\% \text{Mn}$  с мелкодисперсными (~100нм) частицами окисла гафния.

Эксперименты осуществляли в режиме сложного нагружения: при охлаждении монокристалл  $\text{Cu} - 12,5\% \text{Al} - 4,6\% \text{Mn} - 0,85\% \text{Hf}$  (масс. доли) испытывал действие крутящего момента и растягивающего напряжения. После знакопеременного кручения в мартенситном состоянии композицию нагревали в отсутствие напряжения. При переходе из аустенитного состояния в мартенситное наблюдался эффект пластичности превращения, о чем судили по увеличению как осевой, так и сдвиговой деформаций. Нагрев вызывал полное восстановление длины и синхронное с этим раскручивание образца по траектории с реверсом.

Полученные результаты позволяют сделать вывод: дисперсноупрочненный и внутреннеокисленный материал в режиме сложного термомеханического воздействия ведет себя так, как если бы его деформировали, нагружали и изменяли температуру не по всему объему одновременно, а локально избирательно, притом в той мере и в той последовательности, насколько это диктуется напряженным состоянием и термодинамическими условиями (принцип пространственно – временной гетерогенности и независимости деформирования).

## **ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В РЕШЕТКЕ ВИХРЕЙ АБРИКОСОВА**

Винников Л.Я.

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка*

Экспериментально исследованы фазовые переходы в решетке вихрей Абрикосова в монокристаллах  $\text{LuNiBC}(1221)$  с помощью метода декорирования. Обнаружены в магнитном поле 250 Э реориентационный фазовый переход в треугольной решетке вихрей и переход из треугольной решетки в квадратную в полях 600-900 Э.

## **ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО $\Delta T$ -ЭФФЕКТА НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК АМОΡФНЫХ СПЛАВОВ**

Зайченко С.Г., Качалов В.М., Глезер А.М.

*Институт металлофизики и функциональных материалов им.Г.В.Курдюмова  
ГНЦ РФ ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина, Москва  
glezer@imph.msk.ru*

Низкотемпературное термоциклирование является дестабилизирующим воздействием для аморфных металлических сплавов (АМС) как систем, находящихся в состоянии метастабильного равновесия. Изменение после низкотемпературной обработки (НТО) топологического и химического ближнего порядка, подтвержденное дифракцией тепловых нейтронов и изменением сечения их рассеяния, а также мессбауровскими, магнитооптическими и спектрэллипсометрическими исследованиями, обуславливает формирование материала АМС с механическими свойствами, отличными от исходных. Экспериментальные исследования как бинарных, так и многокомпонентных АМС свидетельствуют о снижении предела текучести, напряжения течения и для некоторых АМС – увеличении модуля Юнга. Степень изменения механических характеристик АМС зависит, прежде всего, от их состава и параметров НТО, а также перегрева расплава. Разработана экспериментальная методика для получения основных механических характеристик АМС и осуществлено ее программное обеспечение.

*Авторы благодарят РФФИ за финансовую поддержку (проект №00-02-16312).*

## **НЕДИСЛОКАЦИОННЫЕ МОДЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ**

Глезер А.М.

*Институт металлофизики и функциональных материалов им. Г.В.Курдюмова  
ГНЦ РФ ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, Москва  
glezer@imph.msk.ru*

Обсуждается концепция, основанная на существовании в твердых телах нескольких альтернативных мод пластической деформации. Показано, что классический дислокационный механизм пластической деформации может подавляться в твердых телах, имеющих аномально большую величину вектора Бюргерса, аномально малый размер кристаллитов или вообще в твердых телах, не имеющих элементов трансляционной симметрии. Детально рассмотрены структурные модели пластической деформации в аморфных и нанокристаллических материалах, где реализуется вышеупомянутая ситуация. Рассмотрены существующие подходы к описанию структурных моделей деформации металлических стекол. Описана картина деформации на мезоскопическом уровне. Приведены аргументы, подтверждающие доминирующую роль свободного объема как дефекта, ответственного за реализацию в аморфной матрице дислокационно-подобного сдвига. Подробно рассмотрены основные структурные механизмы пластической деформации и разрушения нанокристаллических и аморфно-нанокристаллических материалов. Предложены новые модели низкотемпературного зернограничного проскальзывания и дисклинационного описания деформационного поведения тройных стыков, способные объяснить аномалию зависимости предела текучести от размера нанокристаллов. Выявлена определяющая роль межзеренных аморфных прослоек в склонности к пластическому течению. Подчеркнуто существование определенной аналогии в механическом поведении аморфных и нанокристаллических твердых тел.

## ВЛИЯНИЕ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ НА ВЕЛИЧИНУ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО $\Delta T$ -ЭФФЕКТА

Глезер А.М., Зайченко С.Г., Рот С.\*

*Институт металлофизики и функциональных материалов им.Г.В.Курдюмова  
ГНЦ РФ ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина, Москва  
glezer@imph.msk.ru*

*\* Институт физики твердого тела, Дрезден, Германия*

Низкотемпературный  $\Delta T$ -эффект представляет необратимое изменение структуры и физических свойств аморфных металлических сплавов (АМС) после низкотемпературной обработки (НТО). Магнитные характеристики АМС являются наиболее чувствительными к низкотемпературному термоциклированию, поэтому они были выбраны в качестве меры, отражающей изменение свойств материала после НТО. Аморфный сплав “Файнмет” после низкотемпературного термоциклирования, оптимальная продолжительность которого составляет 2-5 часов при температуре жидкого азота (77 К), демонстрирует изменение коэрцитивной силы не менее, чем на 30% (максимальные значения  $\approx 60\%$ ) при практически неизменной индукции насыщения. После предварительных отжигов при температуре  $T=393$  К продолжительностью  $\tau=0.5$ ; 1 и 2 часа, и последующей НТО ( $T=77$  К,  $\tau=2-5$  час.) ожидалось уменьшение коэрцитивной силы  $H_c$ , поскольку изменения  $H_c$  пропорциональны перепаду температур, однако последние, как и индукция насыщения, практически не изменились. Этот результат объясняется релаксацией внутренних напряжений при вылеживании сплава в течение 10 лет. Исследования релаксации напряжений показали, что они уменьшаются в  $e$  раз пропорционально  $\exp[U/RT]$ , где  $U$  - энергия активации,  $R$  - универсальная постоянная,  $T$  - температура; и за 10 лет они спадают практически до нуля. Температура предварительных отжигов ( $T=393$  К) находится ниже температуры структурной релаксации, однако при нагреве в материале исследованного АМС возникают напряжения, обусловленные различием коэффициентов температурного расширения аморфной матрицы и неоднородностей, например ассоциатов, характеризующихся ковалентными связями. Поэтому, как показали оценки, несмотря на повышение уровня термоупругих напряжений при НТО на величину  $\approx 30\%$ , их величины недостаточно для компенсации полей дополнительных напряжений вследствие нагрева АМС и разрушения их источников - неоднородностей различной природы, всегда присутствующих в лентах АМС. Таким образом, максимального воздействия температурного термоциклирования следует ожидать, когда внутренние напряжения полностью отрелаксируют, а энергия термоупругих напряжений будет полностью расходоваться только на разрушение неоднородностей. Этот результат является одним из аргументов, подтверждающих разработанную физическую модель низкотемпературного  $\Delta T$ -эффекта.

*Авторы благодарят РФФИ за финансовую поддержку (проект №00-02-16312).*



## ИНТЕНСИВНАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЬ

Блинова Е.Н., Глезер А.М., Жорин В.А.\*

*Институт металлофизики и функциональных материалов им. Г.В.Курдюмова  
ГНЦ РФ ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, Москва  
glezer@imph.msk.ru*

*\*Институт физической химии РАН, Москва*

Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа детально проанализированы процессы пластической деформации в камере Бриджмена и последующей рекристаллизации сплавов Fe-(28-32) % Ni. Изучена эволюция дислокационной структуры по мере возрастания угла поворота подвижной наковальни при гидростатическом давлении 20 кбар. Описаны морфология и кинетика прямого и обратного  $\gamma$ - $\alpha$  превращения при деформации и последующем отжиге. Изучены кинетика первичной рекристаллизации и влияние размера зерна рекристаллизованной  $\gamma$ -фазы на степень протекания мартенситного превращения при последующей закалке в жидком азоте. Установлена зависимость объемной доли превращенного объема от размера зерна исходной  $\gamma$ -фазы, которая аналогична соотношению Холла-Петча. Кроме того, показано, что существует средний «запирающий» размер зерна поликристаллического ансамбля исходной фазы, начиная с которого мартенситное превращение вообще не наблюдается. Обсуждается эстафетный механизм распространения мартенситного превращения, объясняющий зависимость, аналогичную соотношению Холла-Петча. Показано, что средний «запирающий» размер зерна зависит от метода получения структуры исходной  $\gamma$ -фазы: деформация-отжиг, закалка из расплава или отжиг аморфного состояния.

# ТОПОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ОРИЕНТАЦИОННЫХ СООТНОШЕНИЙ ТИПА КУРДЮМОВА-ЗАКСА В ОБЩЕЙ ТЕОРИИ МАРТЕНСИТНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Яшников В.П.

Институт физики твердого тела РАН  
yashnik@issp1.issp.ac.ru

В 1930 году Г.В. Курдюмов и Г. Закс, анализируя изменение положения рентгеновских дифракционных откликов от закаленных монокристаллов стали, содержащей около 1,6 % углерода, пришли к выводу о закономерном изменении ориентации кристаллической решетки при превращении аустенита в мартенсит, установив при этом весьма важное ориентационное соотношение, названное впоследствии именами его открывателей. Несколько позднее, в 1934 году, Нишияма, исследуя возможности структурных превращений в железо-никелевом сплаве, содержащем около 30% никеля, обнаружил ориентационное соотношение, отличное от найденного Курдюмовым и Заксом. В последующие десятилетия широко поставленные экспериментальные исследования структурных превращений мартенситного (бездиффузионного) типа в бинарных и тернарных сплавах, а также многокомпонентных твердых растворах неметаллической природы, привели к установлению новых ориентационных соотношений, так или иначе отражающих структурную специфику исследованных материалов и, в частности, взаимосвязи между точечными симметриями их полиморфных модификаций. Общая задача теоретического предсказания возможных ориентационных соотношений в кристаллических материалах, демонстрирующих свойство полиморфизма, исходя из их химического состава и структуры, полного аналитического разрешения, однако, не получила в связи с недостаточной разработанностью методов релаксации многочастичных систем, а также в связи со специфической природой самой проблемы, требующей для своего решения сочетания дискретной и непрерывной оптимизации в совокупности с симметричными рассмотрениями. Использование компьютерных методов прогноза возможных ориентационных соотношений сталкивается со столь значительным объемом перебора вариантов начального структурного состояния зародыша при мартенситном превращении и возможных путей (сценариев) развития структурного преобразования в материале, что во многих случаях находится на пределе или за пределами возможностей современных высокопроизводительных вычислительных систем. Данная статья посвящена развитию качественных топологических методов оценки числа возможных ориентационных соотношений типа Курдюмова-Закса при фазовых превращениях мартенситного типа. Развиваемый подход носит полуфеноменологический характер. Поверхностная энергия виртуального зародыша изучена как функция ориентационного положения решетки новой фазы по отношению к решетке исходного материала. Показано, что часть локальных минимумов этой функции не зависит явно от атомных характеристик исследуемого материала и полностью определяется строением точечных групп исходной и новой фазы. Число таких топологических минимумов и связанных с ними ориентационных соотношений оценивается неравенствами Морса.

## ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ, СВЕРХУПРУГОСТИ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Дикштейн И.Е., Ермаков Д.И., Коледов В.В., Копосов Р.В., Шавров В.Г.

*Институт радиотехники и электроники РАН*

koledov@mail.cplire.ru

Красноперов Е.П.,

*РНЦ "Курчатовский институт"*

Металлические сплавы со структурными фазовыми переходами и эффектом памяти формы нашли важные применения в различных отраслях техники и в медицине. Недавно обнаружены сплавы, обладающие как термоупругой памятью так и ферромагнетизмом. Наибольший интерес среди них представляют интерметаллические соединения на основе сплава Гейслера  $Ni_2MnGa$ . Воздействие магнитного поля может вызывать в них термоупругое мартенситное превращение [1,2] и инициировать эффект памяти формы при постоянной температуре [3,4]. Новое свойство этих сплавов - возможность проявлять одно- и двустороннюю память формы, эффекты сверхупругости и сверхпластичности при постоянных температуре и внешнем механическом напряжении за счет магнитоиндуцированного мартенситного перехода - открывает широкие возможности для поиска новых приложений.

Настоящий доклад посвящен изложению следующих результатов.

1. Экспериментально и теоретически изучено влияние магнитного поля на термоупругий мартенситный фазовый переход в сплавах семейства  $Ni_{2+x-y-z}Mn_{1-x}Fe_yCo_zGa$  и построены фазовые диаграммы в координатах температура - магнитное поле - механическое напряжение в зависимости от состава.

2. Экспериментально изучены зависимости деформация - нагрузка при различных температурах и деформация - температура при различных значениях внешнего магнитного поля. Выявлены особенности проявления эффектов памяти формы, сверхупругости и сверхпластичности в магнитном поле.

3. Экспериментально изучены кривые деформация - магнитное поле в зависимости от нагрузки и температуры. Продемонстрированы новые эффекты "колоссальной магнитоуправляемой памяти формы".

4. Построена теория магнитоуправляемых термомеханических эффектов на основе термодинамической теории фазовых переходов Ландау с учетом энергии упругих деформаций, возникающих в процессе перестройки двойниковой структуры, вызывающей во внешнем магнитном поле изменение формы образца.

*Настоящая работа выполнена при поддержке РФФИ, грант 99-02-18247.*

1. А.Д.Божко, А.Н.Васильев, В.В.Ховайло, И.Е.Дикштейн, В.В.Коледов, С.М.Селецкий, А.А.Тулайкова, А.А.Черечукин, В.Г.Шавров, В.Д.Бучельников. //ЖЭТФ **115**, 1740 (1999).
2. И.Е.Дикштейн, Д.И.Ермаков, В.В.Коледов, Л.В.Коледов, Т.Такаги, А.А.Тулайкова, А.А.Черечукин, В.Г.Шавров.// Письма в ЖЭТФ **72**, 536 (2000).
3. В.Г.Шавров, А.В.Глебов, И.Е.Дикштейн, В.В.Коледов, Д.В.Косолапов, Е.П.Красноперов, Т.Такаги, А.А.Тулайкова, А.А.Черечукин.// Электронный журнал "Журнал радиоэлектроники", 2001, № 5 ([http://jre.cplire.ru/jre/may01/1/text\\_r.html](http://jre.cplire.ru/jre/may01/1/text_r.html)).
4. A.A.Cherechukin, I.E.Dikshtein, D.I.Ermakov, A.V.Glebov, V.V.Koledov, D.A.Kosolapov, V.G.Shavrov, A.A.Tulaikova, E.P.Krasnoperov, T.Takagi.// Phys. Lett. A **291**, 175 (2001).

## САМООРГАНИЗУЮЩАЯСЯ КРИТИЧНОСТЬ ЯВЛЕНИЙ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

Зайцев С.И.

*ИПТМ РАН. Черноголовка,*  
zaitsev@ipmt-hpm.ac.ru

Движение отдельных дислокаций, пластическая деформация, движение границ зерен и доменных границ, ползучесть вихрей в сверхпроводниках представляют неполный список явлений ползучести как реакцию физической системы на постоянное (силовое) воздействие. На примере движения отдельной дислокации показано, что стационарная ползучесть при низкой температуре представляет собой явление самоорганизующейся критичности, при котором характерные признаки равновесной критичности (отсутствие характерного масштаба в критической точке, испускание шума с бесконечной памятью) возникают спонтанно без настройки внешних параметров. Методами моделирования определены критические показатели (а это основные характеристики критических состояний) для одно- и двумерных систем. Найденные критические показатели универсальным образом характеризуют ползучесть в разнообразных проявлениях. Например, время релаксации к стационарному состоянию степенным образом увеличивается с размером системы, а показатель степени зависит от размерности системы и принимает одно значение и для дислокации и для вихря. Предсказывается, что шум при ползучести должен обладать спектральной функцией со степенной зависимостью от частоты (причем показатель степени меньше 2, что говорит о возникновении  $1/f$  шума). Третий показатель связан с корреляцией в пространстве, силы взаимодействия дислокации со средой (препятствиями) скоррелированы и корреляционная функция степенным образом спадает с расстоянием. Важно отметить, что хотя критические показатели найдены для модели, описывающей движение дислокации, в соответствии с общей идеологией анализа критических явлений, такими же критическими показателями должны обладать и другие одномерные объекты, например, вихри в сверхпроводниках. А найденные критические показатели в двумерной модели должны возникать и в стационарном движении границ зерен, и при движении доменных границ.

Одним из основных методов рассмотрения явлений равновесной (термодинамической) критичности и самоорганизующейся (неравновесной, но стационарной) критичности является метод ренормгруппы (РГ). Успех применения метода РГ зависит от удачности выбора пробных функций, используемых в преобразованиях ренормгруппы. Анализ результатов, полученных численными методами при отслеживании поведения дислокации на двух уровнях – микроскопическом и укрупненном (т.е. после применения РГ преобразования), позволяет сделать вывод о предельной форме (т.е. о форме, инвариантной к РГ преобразованию) многомерной функции распределения в неожиданно простом виде – в виде многомерного Гауссиана, квадратичная матрица которого содержит длиннодействующие (бесконечные) корреляции, определяемые критическим показателем, близким к значению  $5/3$ .

Проведено сопоставление с другими известными моделями самоорганизующейся критичности (например, с моделью биологической эволюции Бака-Снеппена). Такое сопоставление интересно, поскольку на первый взгляд модели слабо отличаются, но дают разное поведение и критические показатели, причины этого до сих пор не поняты.

## ДЕФОРМАЦИЯ И ВЯЗКОЕ ТЕЧЕНИЕ ПОЛИМЕРОВ ПРИ НАНО-ИМПРИНТИНГЕ

Зайцев С.И., Свинцов А.А., Сироткин В.В., Чукалина М.В.

*ИПТМ РАН. Черноголовка,*  
zaitsev@ipmt-hpm.ac.ru

Вдавливание жесткого штампа в мягкий материал (полимер) рассматривается сейчас в качестве одного из методов нанотехнологии, обещающего преодолеть трудности, ожидаемые фотолитографией на размерах структур меньше 100нм. Этот метод получил название импринтинг. Предполагается при этом, что штампы должны превосходить размеры 10см x 10см.

Доклад посвящен теоретическому анализу процесса деформирования полимерного слоя в таких экстремальных условиях, когда большое количество материала должно быть перенесено на расстояние в 10см через зазор суб-100нм размера. Оценены силы деформирования и произведены детальные численные расчеты. Силы для обеспечения импринтинга оказываются слишком велики, поэтому предлагается несколько способов изменения условий для осуществления деформации.

До сих пор анализ деформации полимеров производился на основе уравнений Навье-Стокса. В докладе показано, что в суб-100нм области эти уравнения становятся неприменимы, и представлены две попытки выйти за рамки ограничений этих уравнений. Так, показано, что конечный размер клубка полимерной цепи должен приводить к эффекту возникновения «недеформируемого монослоя клубков», что несомненно должно приниматься во внимание при осуществлении импринтинга и интерпретации результатов деформирования.

Микроскопическое рассмотрение вязкого течения (деформации) полимера привело к выводу, что существует критическая скорость деформирования, при которой известный механизм рептации сменяется другим механизмом, названным механизмом «расплетания». В докладе подробно представлена эта модель и описаны следствия, в частности, указано, что при переходе через критическую скорость деформирования такой важный феноменологический коэффициент, как вязкость меняет зависимость от молекулярной длины по сравнению с классическим механизмом рептации.

В заключение, рассмотрена ситуация, когда неоднородность деформации сравнима с размером полимерного клубка и предложены новые уравнения для описания деформации и вязкого течения полимерной среды в этом случае. Приведенные оценки размера клубка для используемых на практике полимерных материалов свидетельствуют, что новые модели должны применяться уже при расстояниях порядка 100нм, т.е. они актуальны для технологии импринтинга.

## СИНТЕЗ ДИАГРАММ ДЕФОРМАЦИИ НЕОДНОРОДНЫХ СРЕД

Авдеенко А.М.

Московский институт стали и сплавов (Технологический университет),  
avd@msiws.misa.ac.ru; jo@msiws.misa.ac.ru

Цель предлагаемого исследования – связать диаграмму деформации со свойствами и статистикой локальных неоднородностей и построить модифицированный критерий потери устойчивости пластического течения. Будем, как и прежде, исходить из статистической модели нелинейного псевдоконтинуума. Пусть  $f[A_\mu] = e^{-W[A_\mu]}$  - функционал плотности распределений флуктуаций полей деформации  $A_{\mu,\nu}$ , параметризованный процессом нагружения вдоль “классической” траектории – решения уравнения  $\frac{\delta W}{\delta A_\mu} = 0$  при заданных начальных и граничных условиях.

Учет локальных неоднородностей осуществим, как и ранее [1...3], введением дополнительной вершины третьего порядка  $T_2^{\mu,\nu} \varphi(r) A_{\mu,p} A_{q,\nu}$ , где  $T_2^{\mu,\nu} = e^\mu \dots e^\nu$  - симметричный тензор. В исходном состоянии (в фурье-пространстве) для сред с заданным структурным масштабом  $\mu^{-1}$  свободная вершина второго порядка флуктуаций полей деформации имеет вид:  $V_2^{\mu,\nu}(p=0, s \rightarrow 0) \rightarrow T_2^{\mu,\nu} \mu^2 (1 + \eta N_0)$ , где  $N_0$  - объемная доля неоднородностей, величина  $\eta = \frac{G - G_1}{G}$  ( $G_1$  и  $G$  - упругие модули дискретной неоднородности и среды соответственно),  $s$  - эквивалентная деформация вдоль “классической” траектории.

Производящий функционал флуктуаций полей деформации в среде с неоднородностями может быть получен функциональным интегрированием полного функционала  $W[A_\mu, \varphi]$  по полю  $\varphi$ :  $W'[A_\mu] = -\ln \int e^{-W[A_\mu, \varphi]} d\varphi$ .

Оператор  $V_2^{\mu,\nu}(r) = T_2^{\mu,\nu} V_2(r)$  (полная вершина второго порядка), обратный полной корреляционной функции второго порядка  $R_2^{\mu,\nu}(r) = C_2^{\mu,\nu} R_2(r)$  зависит теперь от статистики неоднородности – для дельта-коррелированных неоднородностей от дисперсии  $\Delta$ . Соответствующий безразмерный модуль упрочнения, по аналогии с исходным соотношением, в нагруженном состоянии  $s > 0$  определяется как  $\Omega(s) = \lim_{p \rightarrow 0} \mu^{-2} V_2(p, \Delta, \theta(s))$  ( $\theta(s)$ -безразмерный модуль упрочнения для среды с  $N_0=0$ ). Эффективное напряжение вдоль “классической” траектории имеет вид  $\sigma(s) = \int_1^{\theta(s)} \Omega(\theta) \frac{ds(\theta)}{d\theta} d\theta$ . Таким образом, синтез диаграммы деформации неоднородных сред возможен усреднением производящего функционала модели неупругого псевдоконтинуума по полям локальной неоднородности с последующим интегрированием вдоль траектории системы ренормгрупповых уравнений для дисперсии  $\Delta$  по аналогии с [1].

1. А.М. Avdeenko, E.I. Kuzko Instability of plastic deformation as a selforganizing fractal. Phys. Rev. B 2001, 63, 64103.
2. Авдеенко А.М., Кузько Е.И. // Масштабно-инвариантная самоорганизация полей деформации. Физики твердого тела. 2001, Т.43, Вып.1, С.51.
3. Авдеенко А.М. // Модель разрушения структурно-неоднородных сред. Физическая мезомеханика (2000) Т.3, п.4, С.15.

# ВЛИЯНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ НА ДИСПЕРСИОННОЕ ТВЕРЖДЕНИЕ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ И СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТА ИЗ НИХ

Муравьев В.И., Чернобай С.П.

ФГУП «Комсомольское-на-Амуре авиационное производственное объединение им. Ю.А. Гагарина»

knaapo@kmscom.ru

Непрерывная закалка в жидких средах приводит к короблению и возможному разрушению инструмента. Заслуживает внимания изотермическая закалка в расплавах солей при температурах изотермы, либо в нижней зоне перлитного превращения 500...400 °С, либо в бейнитной области 400...200 °С

Практически отсутствуют сведения по повышению стойкости инструмента после такой закалки. В настоящей работе проводились исследования влияния режимов бесступенчатой и изотермической закалки на дисперсионное твердение быстрорежущих сталей и служебные свойства инструмента из нее.

Исследованием влияния изотермической закалки стали Р18 на красностойкость (теплостойкость) выявлена сложная зависимость от температуры изотермы и времени выдержки.

Максимальной теплостойкостью обладают образцы из стали Р18 после изотермической закалки в интервале бейнитного «предпревращения», исключающего промежуточные превращения и в том числе бейнитное. Микроисследованием существенного различия в микроструктуре образцов не обнаружено после закалки как бесступенчатой, так и изотермической в интервале бейнитного «предпревращения».

Испытания износостойкости инструмента из быстрорежущей стали Р18 показали, что между теплостойкостью и износостойкостью этой стали четко прослеживается взаимосвязь, как и в случае изменения теплостойкости, максимальной износостойкостью обладают сверла, подвергнутые изотермической закалке в интервале бейнитного «предпревращения».

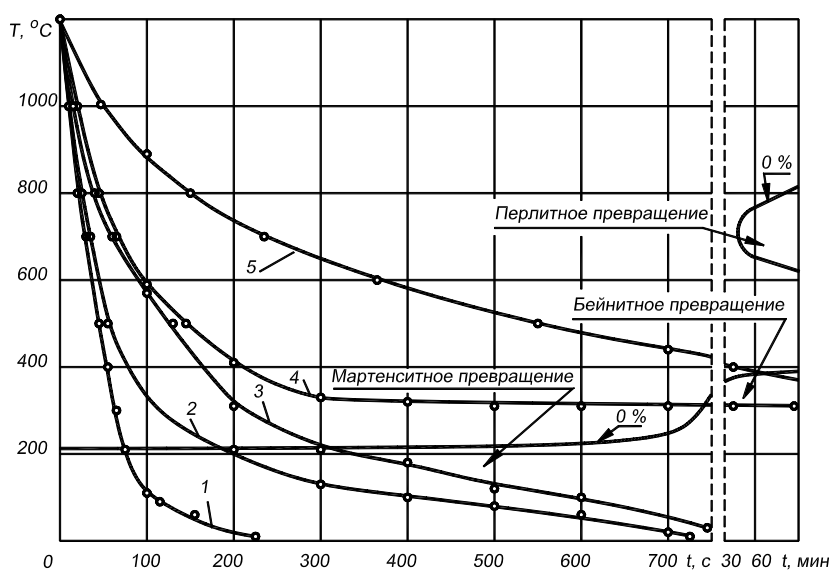


Рис. Кривые охлаждения центра образца (Ø 50, L=150 мм, сталь 12X18H9T) в координатах диаграммы изотермического превращения аустенита стали Р18: 1 – в воде; 2 – в трансформаторном масле; 3 – в кипящем слое кварцевого песка; 4 – в селитре (300°С); 5 – на воздухе.

## МОРФОГЕНЕЗ НЕРАВНОВЕСНЫХ СТРУКТУР ЛЬДА В СИЛЬНО ПЕРЕОХЛАЖДЕННОЙ ВОДЕ И СОПУТСТВУЮЩИЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ ЯВЛЕНИЯ

Шибков А.А., Головин Ю.И., Желтов М.А., Королев А.А., Леонов А.А.  
Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина  
e-mail: shibkov@tsu.tmb.ru

Одной из фундаментальных проблем современного естествознания является проблема понимания процессов формирования и самоорганизации структур в нелинейных неравновесных динамических системах. Какова связь между физикой и геометрией роста? Какие физические механизмы определяют динамику и морфогенез динамических систем? Каким образом коррелируют пространственные и временные структуры? Подобные вопросы возникают при изучении нестабильностей фронтов кристаллизации, диффузионного пламени, вязкого течения несмешиваемых жидкостей, химической реакции в пористой среде, диффузионной агрегации частиц, электрохимического осаждения, переупаковки горных пород, эволюции колоний бактерий и т.д. и представляет интерес для широкого круга исследователей в различных областях физики, химии, геологии и биологии. Ярким примером спонтанного возникновения и роста высокоструктурированных форм фронта разделения в первоначально однородной неравновесной среде является образование снежинок (их классификация насчитывает девять различных форм в зависимости от температуры и давления паров воды [1]). В настоящей работе представлены результаты *in situ* исследования кинетики и морфологии неравновесных структур льда, растущих в переохлажденной воде в области переохлаждений от 0,1°C до 30°C (ранее такие структуры были детально исследованы при переохлаждениях до 1°C [2]). Обнаружены восемь различных неравновесных структур льда, классифицированы и охарактеризованы морфологические переходы между ними и построена кинетическая диаграмма в этой, ранее неисследованной области переохлаждений. Лед обладает, таким образом, не только полиморфизмом на атомном уровне (к настоящему времени обнаружены 12 различных решеток льда [3, 4], но и богатым макрополморфизмом, т.е. множественностью макроформ кристаллов, выращенных при различных уровнях неравновесности систем лед-пар и лед-вода. Кроме того, нами установлено, что рост различных мезо- и макроструктур льда в дистиллированной воде и разбавленных водных растворах электролитов сопровождается генерированием электромагнитного излучения в полосе частот  $10^{-1} - 10^2$  Гц. Показано, что: а) это явление имеет примесную природу и обусловлено динамикой электрически активной фазовой границы лед-вода [4]; б) измерение потенциала собственного нестационарного электрического поля кристаллизующейся воды реализует отображение морфогенеза неравновесных форм льда на временной ряд, позволяющее идентифицировать их по электромагнитному сигналу, бесконтактно строить кривую фазового перехода и т.д. Таким образом, система лед-вода является удобной моделью морфогенеза диссипативных систем, а обнаруженное собственное электромагнитное излучение является новым физическим инструментом исследования *in situ* процесса формирования неравновесных структур льда. Работа выполнена при поддержке проектов РФФИ 01-02-16574 и Министерства образования РФ Е00-3.4-122.

1.Маэно Н. Наука о льде. М.: Мир.1988. 229 с.

2.Koo K., Ananth R., Gill W.N. // Phys. Rev. A. 1991. V. 44. № 6. P. 3782-3790.

3.Petrenko V.F., Whitworth R.W. Physics of Ice. Oxford. Oxford University Press. 1999.

4.Lobban C., Finney J.L., Kuhs W.F. // Nature. 1998. V. 391/15. P. 268-270.

5.Shibkov A.A., Golovin Yu.I., Zheltov M.A., Korolev A.A., Leonov A.A. // J. Cryst. Growth. 2002. V. 236. № 1-3. P. 434-440.



## СПИН-ЗАВИСИМЫЕ ЭФФЕКТЫ В ПЛАСТИЧНОСТИ

Альшиц В.И.

*Институт кристаллографии РАН*  
alshits@ns.crys.ras.ru

Магнитопластический эффект, заключающийся в магнитостимулированном облегчении прохождения дислокаций через систему точечных дефектов в кристаллах, был впервые обнаружен в Институте кристаллографии в кристаллах NaCl (первая публикация 1987 г.). С тех пор он интенсивно исследовался в нескольких независимых группах сначала в ШГК, а затем также в немагнитных металлах (Zn, Al), полупроводниках (InSb, ZnS, PbS, Si) и сложных молекулярных кристаллах (бифталат калия, фуллерен). Магнитопластичность наблюдается как на уровне индивидуальных дислокаций, так и в макропластичности, в частности, при активном нагружении и индентировании. В отожженных кристаллах эффект проявляется, как правило, только при включенном магнитном поле. В закаленных кристаллах часто наблюдается последствие: предварительно «намагниченные» кристаллы на определенное время изменяют свои механические свойства. В соответствии с современными представлениями физическая природа эффекта определяется спин-зависимыми электронными переходами в магнитном поле в системе дислокация – точечный дефект или в примесных комплексах, что радикально изменяет высоту локальных энергетических барьеров на пути дислокации (как правило, в сторону понижения, но иногда и в сторону повышения). В докладе обсуждается большой массив экспериментальных данных, полученных в различных группах исследователей, и дается их физическая интерпретация.

## ПОПЕРЕЧНОЕ СКОЛЬЖЕНИЕ ДИСЛОКАЦИИ В УЛЬТРАЗВУКОВОМ ПОЛЕ И ВЛИЯНИЕ НА ЭТОТ ПРОЦЕСС АМПЛИТУДЫ И ЧАСТОТЫ УЛЬТРАЗВУКА, ОРИЕНТАЦИИ ОБРАЗЦА И КОЭФФИЦИЕНТА ДИНАМИЧЕСКОЙ ВЯЗКОСТИ

Тяпунина Н.А., Бушуева Г.В., Подсобляев Д.С., Силис М.И., Богуненко В.  
МГУ им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия

Известно, что процесс поперечного скольжения играет важную роль в развитии пластической деформации кристаллов. Особое значение поперечное скольжение приобретает при действии на кристалл знакопеременной нагрузки, в том числе ультразвука (УЗ). В [1] убедительно показано, что в отсутствие поперечного скольжения не может под действием УЗ происходить наблюдаемого в эксперименте увеличения плотности дислокаций на 3-4 порядка.

Физически наиболее обоснованной причиной поперечного скольжения являются поля напряжений, встречающиеся на пути движения дислокаций и имеющие скалывающие компоненты в плоскости поперечного скольжения. В реальных кристаллах источниками таких полей являются дислокации и их ансамбли.

Целью работы являлось исследовать методом ЭВМ моделирование особенности поперечного скольжения дислокации под действием УЗ в присутствии постоянной во времени, но неоднородной по пространству составляющей упругого поля и исследовать влияние на этот процесс амплитуды и частоты УЗ ( $\sigma^0$  и  $f$ ), ориентации образца, характеризуемой углом  $\theta$ , и коэффициента динамической вязкости  $B$ . Особенности процесса движения дислокации в подобных условиях оказалось возможным рассмотреть на примере движения винтовой дислокации под действием УЗ в поле одноименной с ней неподвижной винтовой дислокации. Моделирование проводилось применительно к условиям эксперимента, когда по длине образца возбуждается продольная стоячая УЗ волна. Закон движения дислокации определялся из уравнения вязкого движения.

Как показали расчеты, при знакопеременной нагрузке важную роль приобретает фактор времени. Чтобы реализовалось поперечное скольжение, движущаяся дислокация должна попасть в нужное место поля задающей в нужное время. Стартуя из произвольной точки пространства, дислокация может не попасть в область перехода в поперечную плоскость в нужное время. В результате появляются области пространства, стартуя из которых, дислокация движется только по первоначальной плоскости скольжения и области, при старте из которых она претерпевает поперечное скольжение. Определены форма и размер этих областей старта при различных значениях  $\sigma^0$ ,  $f$ ,  $\theta$  и  $B$ .

Установлено, что в УЗ поле дислокация может испытывать как однократное, так и многократное поперечное скольжение. Определены координаты начала выброса дислокации в поперечную плоскость, моменты выхода дислокации в плоскость поперечного скольжения, высоты выброса, а также время выхода дислокации в поперечную плоскость. Найдено, что при изменении  $\sigma^0$  и  $\theta$  изменяются не только форма и размер областей старта, но и максимально возможная высота выброса, тогда как при изменении  $f$  и  $B$  максимально возможная высота выброса остается неизменной, а меняется лишь протяженность и форма областей старта.

1. Тяпунина Н.А., Благовещенский В.В., Зиненкова Г.М., Ивашкин Ю.А.// Известия ВУЗов, физика. 1982. С.118-127.

## ВЛИЯНИЕ КОЛЕБАНИЯ ЛЕСНЫХ ДИСЛОКАЦИЙ НА ДВИЖЕНИЕ СКОЛЬЗЯЩЕЙ ДИСЛОКАЦИИ

Дегтярев В.Т.<sup>1</sup>, Лосев А.Ю.<sup>1</sup>, Плотников Ф.А.<sup>1</sup>, Тяпунина Н.А.<sup>2</sup>

<sup>2</sup>Калужский филиал Московского государственного технического университета  
им. Н.Э. Баумана. 248600 г. Калуга, ул. Баженова - 4

<sup>2</sup>Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова  
1989, ГСП Москва, Воробьевы горы, МГУ, физический факультет

Известно, что действие ультразвука может вызывать и разупрочнение, и упрочнение кристаллов. Какой из этих эффектов пластификация или упрочнение произойдет под действием ультразвука существенно зависит от многих факторов: предыстории кристаллографической ориентации образца, режима испытаний, амплитуды ультразвука, и др. Когда в процессе деформации образцов при постоянной нагрузке или в режиме активного нагружения действует и ультразвук, то происходит пластификация материалов: понижается критическое напряжение, при котором начинается пластическое течение. Этот эффект получил название акустопластического эффекта (АПЭ).

В данной работе предпринята попытка методом ЭВМ - моделирования проанализировать влияние на скользящую под действием постоянной нагрузки дислокацию ансамблей лесных дислокаций, совершающих вынужденные колебания под действием ультразвука. То есть рассмотреть процесс деформации кристаллов в условиях сложнапряженного состояния, когда на скользящую дислокацию действует постоянная составляющая поля напряжений, а на лесные - ультразвук. А также сравнить данные, полученные для ансамблей покоящихся и колеблющихся дислокаций леса. Установлено, что имеет место уменьшение напряжения начала пластической деформации вплоть до 30%. На основании полученных при моделировании данных можно заключить, что эффект пластификации кристаллов за счет возбуждения колебаний дислокаций леса может быть связан с тем, что в определенные моменты в течении каждого периода колебаний увеличиваются расстояния между соседними дислокациями леса, что облегчает продвижение скользящей. Другой причиной является тот факт, что ультразвук стимулирует перераспределение дислокаций в объеме кристалла с образованием метастабильных дислокационных конфигураций, что ведет к изменению поля остаточных напряжений (его понижению), что также приводит к понижению критического напряжения сдвига.

## Указатель имен

### **А**

Авдеенко А.М.	230
Арейяно Лопес, А.Р.	196
Ажажа В.М.	115
Акчурин М.Ш.	44
Алалыкин А.С.	38
Александров И.В.	144
Александров Н.Д.	49, 134,
Аленников С.Г.	152, 178
Алехин В.П.	191
Алымов В.Т.	12
Альшиц В.И.	160, 209, 216, 233
Амосова О.В.	131, 132
Андриевский Р.А.	56
Андронов И.Н.	152, 178
Аристова И.М.	218
Архангельская Е.А.	13
Асрян А.А.	215
Атрошенко С.А.	92
Афанасова И.С.	180
Афонин Д.Н.	172, 173
Афонин П.Н.	172, 173
Ашмарин Г.М.	34

### **Б**

Бакай А.С.	66
Бакай С.А.	66
Бакач Г.П.	145, 146
Баранов М.А.	21
Барахтин Б.К.	137, 141
Бармина Е.Г.	79, 80
Барон А.А.	23
Баскаков А.А.	39, 109
Бахрачева Ю.С.	23
Башкарев А.Я.	8
Башмаков В.И.	201
Баянкин В.Я.	21, 175
Беккауер Н.Н.	160
Белозерова Э.П.	40
Белоус А.Н.	61
Беляев С.П.	75, 94, 99, 104, 206
Бенгус В.З.	60
Берлеев А.Е.	58
Бетехтин В.И.	131, 132, 133, 219
Бетехтин К.В.	219
Блинова Е.Н.	224

Бобоназаров Х.	181
Бобров О.П.	58
Богданов Н.П.	178
Босин М.Е.	42
Босько С.И.	85
Бояринов О.В.	184
Бречко Т.М.	37
Бритун В.Ф.	22
Будовских Е.А.	3
Буренков Ю.А.	196
Бучельников В.Д.	86
Бушнев Л.С.	143
Бушуева Г.В.	40, 234
Буяковский Р.Ф.	46
Быков П.В.	175

### **В**

Валеев Р.Г.	50
Валиев Р.З.	60, 74, 146
Василенко А.Ю.	81, 82
Васильев Л.С.	19, 53
Вершинин Н.Ф.	215
Веттегрень В.И.	8
Винников Л.Я.	220
Виноградов А.В.	176
Виноградов Н.С.	174
Винокуров В.А.	64
Воеводин В.Н.	111
Войнаш В.З.	154
Волгина Н.И.	179
Волков А.Е.	75, 94, 99, 102, 105, 206
Волков А.Ю.	86
Волков В.А.	175
Волнянская О.Ю.	108
Волчок О.И.	116
Воронова Л.М.	77, 124
Воскобойник И.В.	154
Вьюненко Ю.Н.	103

### **Г**

Гагауз В.П.	2
Гайворонский А.А.	
Галиулин Р.В.	44
Гашевский В.А.	36
Гервасьева И.В.	123
Геров В.В.	7
Геттингер М.В.	153

Гильмутдинов Ф.З.	100, 174	Ерофеева С.А.	208
Гирсова Н.В.	143, 144, 145	Ефимов Н.А.	61
Глезер А.М.	117, 193, 221, 222, 223, 224	Ефимова И.Е.	27
Глушков А.Н.	10	<b>Ж</b>	
Головин Ю.И.	59, 90, 135, 136, 186, 197, 198, 199, 200, 232	Желтов М.А.	136, 197, 198, 200, 232
Гольтер А.Э.	82	Жорин В.А.	224
Гончаренко И.М.	55	<b>З</b>	
Гордиенко Ю.Г.	98	Зайцев С.И.	228, 229
Горетта К.Ч.	196	Зайченко С.Г.	221, 223
Грабовецкая Г.П.	144, 146	Замятина И.П.	106
Грачев В.В.	161	Засимчук Е.Э.	98, 202
Грецкая И.А.	140	Засимчук И.К.	98
Гринберг Б.А.	32, 130	Звонков А.Д.	187
Гришков В.Н.	83, 84	Зеефельдт М.	129
Громов В.Е.	2, 3, 27, 117, 140, 161, 162, 163, 164, 165, 166	Зельдович В.И.	74, 121
Губа А.В.	204	Земцова Н.Д.	128
Гуткин М.Ю.	129	Зими́на Г.П.	151
<b>Д</b>		Зиненкова Г.М.	40
Данейко О.И.	159	Зубов Л.М.	204
Даниленко Н.И.	61, 155	Зуев Л.Б.	163, 184
Данилов В.И.	163	<b>И</b>	
Даринская Е.В.	208, 209, 216, 217	Иванов А.В.	99
Дегтярев В.Т.	235	Иванов А.М.	125
Дегтярев М.В.	77, 124	Иванов К.В.	144
Деев А.Н.	50	Иванов М.А.	32, 130
Демин В.В.	75	Иванов Ю.Ф.	2, 164, 165, 166
Демина М.Ю.	75	Иволгин В.И.	135, 199
Денисов Е.К.	198, 200	Ильичев М.В.	95
Деревягина Л.С.	189	Иночкина И.В.	94
Джемилев К.Н.	113	Исаенкова М.Г.	68, 69
Дикштейн И.Е.	227	Исакаев Э.Х.	95
Дмитриевский А.А.	186	Иунин Ю.Л.	41
Дроздов А.Ю.	21	<b>К</b>	
Дуб С.Н.	190	Каверин В.Л.	58
Дударев Е.Ф.	145, 146	Кадашевич И.Ю.	207
<b>Е</b>		Кадашевич Ю.И.	207
Евард М.Е.	101	Кадомцев А.Г.	131, 132
Егоров С.А.	101, 102	Кадыржанов К.К.	110
Елизаров С.В.	54	Калетина Ю.В.	6
Емалетдинов А.К.	33, 49, 88, 89, 134	Камалов М.М.	126
Ермаков Д.И.	227	Камышанченко Н.В.	111
Ермолаев Г.Н.	195	Канель Г.И.	210, 211
		Канунникова О.М.	100, 174
		Капуткин Д.Е.	34

Кардашев Б.К.	196	Ксян-Чу Ин	54
Карзунов С.Е.	76	Кудинова Е.Д.	83
Карпинский Д.Н.	30	Кузнецов П.В.	188
Карпухин А.А.	64	Кузьмин В.Ф.	139
Карпушко А.В.	158	Кузьмин С.Л.	219
Карьев Л.Г.	10, 11	Куксенко В.С.	54
Карькина Л.Е.	4	Кульков С.Н.	169, 170
Качалов В.М.	221	Куприн В.В.	61
Кашин О.А.	146	Курдюмов А.В.	22
Кащенко М.П.	112, 113		
Киреева И.В.	72, 118	<b>Л</b>	
Кисель В.П.	28, 29	Лаврентьев Ф.Ф.	42
Клемм В.	185	Лаврусенко С.Р.	99
Климанек П.	129, 185	Лазарева М.Б.	116
Климентенко О.П.	184	Ларионов В.П.	12, 13
Клявин О.В.	97	Лебедев В.П.	87, 127
Ковалевская Т.А.	159	Лебедкин М.А.	135, 136, 198
Коваленко В.В.	140, 164	Легкая Т.Н.	154
Коваль Н.Н.	55	Легостаева Е.В.	146
Козлов Э.В.	2, 15, 162, 164	Лейкина О.С.	165
Колдаева М.В.	216, 217	Леонов А.А.	197, 200, 232
Коледов В.В.	227	Лепов В.В.	12, 13, 138
Колмаков А.Г.	7	Ливанова О.В.	93
Колобов Ю.Р.	18, 144, 145, 146	Литвинов М.Ю.	24, 156, 191
Колосов В.Ю.	67	Литвинов Ю.М.	24, 156, 191
Колотов А.А.	175	Ломонов В.А.	176
Колупаева С.Н.	149, 150, 159	Лопатин Ю.Г.	52
Кольцов Р.Ю.	198, 200	Лоскутов И.С.	190
Конакова М.А.	179	Лотков А.И.	79, 80, 83, 84
Конева Н.А.	15	Лоцко Д.В.	61, 155
Коновалов С.В.	27, 164, 165	Лузгинова Н.В.	118
Коновалова Е.В.	15	Лукин Е.С.	125
Копосов Р.В.	227	Лукин М.А.	166
Копылов В.И.	51, 52, 142	Лунарска Э.	14
Коренков В.В.	90	Лютцау А.В.	187
Коржова Н.П.	154	Ляшенко Л.В.	174
Королев А.А.	197, 200, 232		
Королев М.И.	179	<b>М</b>	
Коротаев А.Д.	55, 171	Мазилкин А.А.	218
Костылев И.В.	71	Майорова Э.Г.	152, 178
Котелкин А.В.	187	Макаров И.М.	51, 52
Котречко С.А.	26, 151	Максимкин О.П.	110
Красников В.Л.	40	Малик Г.Н.	182
Краснов А.А.	38	Малыгин Г.А.	78
Кривошеев С.И.	206	Малынкин В.Г.	43
Крупский Р.Ф.	139, 147	Мартусевич Е.В.	3
Крылов П.Н.	38, 50	Марченко С.А.	99
Крыловский В.С.	87, 127	Матвеев Д.Б.	187

Медведев М.В.	117, 193	Панченко Е.Ю.	72
Мейснер Л.Л.	79, 80	Паршин А.М.	111
Мексичев О.А.	11	Паршуков Л.И.	38, 100, 174
Мещеряков Ю.И.	177	Пацелов А.М.	124
Микаелян К.Н.	129	Перевалова О.Б.	15
Мильман Ю.В.	61, 154, 155, 183, 190	Перетурина И.А.	128
Миракл Д.	61, 154	Перлович Ю.А.	68, 69
Мирзаев Д.А.	5, 76	Пермякова И.Е.	47
Михайлов В.М.	200	Першин Ю.А.	176
Михайлов И.В.	99	Петракова И.В.	188
Мишкуф Й.	58, 60	Петржик Е.А.	190, 208
Мозгунов В.Ф.	99	Петров А.А.	206
Молоканов В.В.	190	Петров В.И.	161
Молотков С.Г.	46	Петров В.Н.	138
Моргунов Р.Б.	39, 109	Петухов Б.В.	41, 148
Мордовец Н.М.	155	Печина Е.А.	194
Морозов Г.И.	8	Пинжин Ю.П.	55
Морозов О.А.	16	Пинто Симоес В.М.	87, 127
Мотыленко М.В.	185	Пирожникова О.Э.	142
Муравьев В.И.	133, 231	Писаревский Ю.В.	176
Мышляев М.М.	126	Пискаленко В.В.	163
Мышляева М.М.	126	Плужникова Т.Н.	9
<b>Н</b>		Подрезов Ю.Н.	154
Наими Е.К.	34, 35, 187	Поздняков В.А.	62, 63
Найденкин Е.В.	145	Поликарпов В.М.	9, 48
Находкин М.Г.	138	Поляков С.А.	213, 214, 215
Надик В.Д.	60	Помыткин С.П.	207
Неверов В.В.	46	Попов Н.Н.	71
Неклюдов И.М.	66, 111, 114, 115	Попов В.Ф.	9
Нестеренков В.А.	55	Попов Л.Е.	149, 150, 203
Никитенко В.И.	41	Попова Н.А.	2
Никифоренко В.Н.	42	Попович В.А.	26
Николаев Р.К.	186	Потапов С.В.	199
Норкин В.В.	153	Почивалов Ю.И.	144
Носкова Н.И.	65	Почивалова Г.П.	146
Нохрин А.В.	51, 52	Пронина Л.Н.	218
Нуруллаев Р.Л.	49, 134	Протасова С.Г.	91
<b>О</b>		Пуспешева С.И.	149, 150
Овчаренко В.И.	109	Пушнин И.А.	186
Окишев К.Ю.	5, 76	<b>Р</b>	
Оковит В.С.	116, 182	Разов А.И.	206
Осипьян Ю.А.	1, 109	Разоренов С.В.	210, 211
<b>П</b>		Рац Ю.В.	50
Панин А.В.	188, 189	Рачек А.П.	155
Пантюхова О.Д.	106	Регель В.Р.	44
		Реснина Н.Н.	101
		Родников Д.П.	123

Романов А.Е.	31, 129, 185	Соколов Б.К.	123
Ростовцев Р.Н.	70, 167	Соловьев А.А.	226
Рот С.	223	Соловьева Ю.В.	153
Рубаник В.В.	104	Солодова И.Л.	5
Рубаник В.В. (мл.)	104	Соснин О.В.	164, 165
Рюмшина Т.А.	14	Спивак Л.В.	73, 119
<b>С</b>		Старенченко В.А.	106, 153, 159
Савенков Г.Г.	137, 141, 177	Старенченко С.В.	106
Савиных А.С.	210	Стародубов Я.Д.	114, 116, 182
Савич С.В.	87, 127	Столяров В.В.	146
Садчиков В.В.	160	Страумал Б.Б.	212, 213, 214, 215
Самелюк А.В.	61	Стрелкова И.Л.	189
Санников С.В.	30	Сурсаева В.Г.	91, 214
Сарычев В.Д.	27, 161	Счастливец В.М.	4, 6, 76
Сахаров В.Ю.	105	Сысоев А.Н.	142
Светлов В.Н.	8	<b>Т</b>	
Свинцов А.А.	229	Табачникова Е.Д.	60
Свирский Д.Н.	158	Теплинский Ю.А.	152, 178
Севрюгин И.В.	71	Теплых А.Е.	74
Семашко Н.А.	139, 147	Терентьев В.Ф.	7
Семенов Х.Н.	138	Тимкин В.Н.	84
Семенов Я.С.	107	Тихоновский М.А.	182
Семенова О.В.	16	Томилин Н.Г.	54
Семеновых А.Г.	112	Турская Т.Н.	217
Семухин Б.С.	184	Тухватуллин А.А.	55
Сергунин Д.А.	135	Тюменцев А.Н.	55, 96
Сивоха В.П.	170	Тюрин А.И.	199
Сидоренко В.В.	104	Тюфтяев А.С.	95
Сизова Н.Л.	176	Тяпунина Н.А.	40, 234
Сингх Д.	196	<b>У</b>	
Сироткин В.В.	229	Урусовская А.А.	160
Скаков Ю.А.	122	Уткин А.А.	206
Скворцов А.А.	226	Ушаков И.В.	47, 48
Скворцов В.Н.	191	Ушеренко С.М.	121
Скворцов В.В.	136, 198, 200	<b>Ф</b>	
Скворцова Н.П.	120	Фарбер Б.Я.	90
Скленичка В.	131	Федоров В.А.	9, 10, 11, 47
Скрябина Н.Е.	73, 119	Федоровский Г.Д.	157, 206
Скуднов В.А.	180	Федосеев Г.Н.	158
Слипенюк А.Н.	190	Фесенко В.А.	68
Слободской М.И.	203	Физулаков Р.А.	147
Слуцкер А.И.	57	Филиппов Г.А.	93, 95
Смирнов А.Е.	160	Филиппова В.Б.	192
Смирнов Б.И.	196	Фишгойт А.В.	25
Смирнов Н.В.	174	Фокин С.В.	109
Смирнова Е.С.	52		
Соколенко В.И.	114, 182		



Фокина Е.А.	6	Шибков А.А.	197, 198, 200, 232
Фортов В.Е.	211	Шмурак С.З.	109
Фортуна С.В.	45, 184	Шутова Е.В.	71
Фризель М.	215		
Фролов А. В.	139	<b>Э</b>	
Фролова Н.Ю.	74, 121	Экерт Ю.	66
<b>Х</b>		<b>Ю</b>	
Хартман Е.	209	Юрикова А.	58
Хейфец А.Э.	121		
Хлебникова Ю.В.	4, 5, 76, 123	<b>Я</b>	
Хмелевская В.С.	43	Якимов А.В.	133
Хомская И.В.	74, 121	Яковлев С.П.	24
Хоник В.А.	58, 199	Яковлева И.Л.	4, 5, 76
Хусаинов М.А.	108	Яшников В.П.	225
Хуснетдинов И.А.	24		
<b>Ц</b>			
Целлермаер В.Я.	2, 140, 162, 163, 164, 165		
Цыпленков И.Н.	24		
<b>Ч</b>			
Чаркина О.В.	205		
Чах К.	58, 60		
Чащина В.Г.	112		
Чащухина Т.И.	77, 124		
Черненко Т.В.	155		
Чернобай С.П.	231		
Чернова Л.В.	143		
Черный О.В.	116		
Черняева О.	14		
Чертов В.М.	70, 168, 179, 180		
Чиванов А.В.	9		
Чикова Т.С.	20, 201		
Чинокалов В.Я.	162		
Чиркина Л.А.	116, 182		
Чишко К.А.	205		
Чмелева К.В.	166		
Чувильдеев В.Н.	17, 51, 52, 142		
Чугунова С.И.	154		
Чукалина М.В.	229		
Чумляков Ю.И.	72, 118		
<b>Ш</b>			
Шавров В.Г.	227		
Шаркеев Ю.П.	45, 146		
Шарыгин В.М.	179		