

2



*На правах рукописи*

**ЕПИШИН АЛЕКСАНДР ИГОРЕВИЧ**

**СТРУКТУРА, АНИЗОТРОПИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ  
И МЕХАНИЗМЫ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ  
МОНОКРИСТАЛЛОВ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ**

**Специальность 01.04.07 – «Физика конденсированного состояния»**

**Автореферат  
диссертации на соискание ученой степени  
доктора физико-математических наук**

**1 2 ИЮЛ 2007**

**Москва - 2007**

Работа выполнена в Государственном технологическом университете  
«Московский институт стали и сплавов»

Официальные оппоненты      доктор физико-математических наук,  
профессор Глезер А М

доктор физико-математических наук,  
профессор Колобов Ю Р

доктор физико-математических наук,  
профессор Локощенко А М

Ведущая организация


Центральный институт авиационного моторостроения  
им П И Баранова

Защита диссертации состоится **4 октября 2007 г. в 15<sup>30</sup> часов**  
на заседании Диссертационного совета Д 212 132 08  
при ГТУ «Московский институт стали и сплавов»  
по адресу 119049, Москва, Ленинский проспект, 4, аудитория Б-436

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке

Московского государственного института стали и сплавов

Автореферат разослан \_\_\_\_\_ 2007 г.

Ученый секретарь Диссертационного совета  
д ф - м н , профессор  С И Мухин

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### Актуальность работы

В начале 80-х годов в отечественном и зарубежном газотурбостроении стали применять монокристаллические лопатки из жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС). Отсутствие большеугловых границ позволило исключить межзеренное разрушение, улучшить коррозионную стойкость и, таким образом, существенно повысить конструкционную прочность лопаток. Использование монокристаллических лопаток в газовых турбинах явилось первым в истории машиностроения применением монокристаллов в качестве конструкционного материала. Поэтому для прогнозирования эксплуатационного ресурса таких лопаток потребовалась разработка новых методов прочностного расчета, учитывающих специфическую структуру монокристаллов, их анизотропные физико-механические свойства и физические механизмы пластического деформирования. Получение необходимых знаний о монокристаллах ЖНС явилось мотивацией выполнения настоящей работы.

Представленная диссертация является фактически первой работой, в которой с применением широкого спектра современных экспериментальных и теоретических методов комплексно изучены структура монокристаллов ЖНС на разных масштабных уровнях, анизотропия их физико-механических свойств и механизмы высокотемпературной ползучести. Диссертация подводит итог 20 летним исследованиям автора в области монокристаллов ЖНС. Работа была начата во Всероссийском научно-исследовательском институте авиационных материалов (ВИАМ) в рамках плановых НИР, а затем продолжена в рамках грантов РФФИ в Институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова и Московском государственном институте стали и сплавов. Значительная часть работы была выполнена в рамках грантов Германского исследовательского общества (DFG), гранта европейского исследовательского центра ESRF (Франция) и европейской программы COST538 во время зарубежных

стажировок автора. Таким образом, актуальность выполненной работы подтверждается ее интеграцией в отечественные плановые НИР по исследованию монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов, европейскую программу COST538 «Увеличение срока эксплуатации энергетических установок», а также многочисленными отечественными и зарубежными грантами, выигранными на конкурсной основе.

### **Цель работы**

Изучить анизотропию физико-механических свойств и механизмы высокотемпературной ползучести монокристаллов ЖНС. Для достижения указанной цели в работе ставились следующие задачи:

1. Разработать прецизионные методы исследования структуры монокристаллов ЖНС в исходном состоянии и после испытания на ползучесть.
2. Изучить процесс формирования монокристаллов при направленной кристаллизации ЖНС и исследовать их структуру на различных масштабных уровнях.
3. Исследовать анизотропию упругих свойств, усталостной и термоусталостной прочности монокристаллов ЖНС.
4. Исследовать влияние кристаллографической ориентации монокристаллической лопатки на степень опасности термических напряжений.
5. Исследовать кинетику пластической деформации и эволюции структуры монокристаллов ЖНС в процессе высокотемпературной ползучести.
6. Обобщить результаты экспериментального исследования высокотемпературной ползучести монокристаллов ЖНС и предложить микромеханизм этого процесса.

### **Материалы и методы исследования**

В работе исследовали монокристаллы отечественных (ЖС6Ф, ЖС40) и зарубежных (SC16, PWA-1483, SRR99, CMSX-4, CMSX-6, CMSX-10) ЖНС, принадлежащих различным поколениям. Экспериментальные исследования проводили с использованием растровой (РЭМ) и просвечивающей (ПЭМ)

электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, высокоразрешающей рентгеновской томографии, голографической интерферометрии и др. При выполнении теоретических исследований использовали теорию упругости, метод конечных элементов (МКЭ), теорию дислокаций, теорию диффузии и молекулярную динамику

### **Научная новизна**

1 Методом дифракции обратноотраженных электронов (ООЭ) получены новые сведения о механизме формирования монокристаллической структуры в процессе конкурентного роста зерен при направленной кристаллизации ЖНС

2 Впервые для исследования микропористости в монокристаллах ЖНС применена высокоразрешающая рентгеновская томография и на основании полученных результатов предложена классификация микропор

3 Обнаружены новые эффекты дендритной ликвации неоднородное распределение  $\gamma/\gamma'$ -мисфита в дендритной ячейке и «дендритные напряжения»

4 Исследована анизотропия физико-механических свойств монокристаллов ЖНС (упругости, усталости, термоусталости) и сформулированы рекомендации по выбору кристаллографической ориентации монокристаллической лопатки, обеспечивающей минимальный риск разрушения от термических напряжений. Впервые показано, что коэффициент Пуассона в монокристаллах некоторых ориентаций может иметь отрицательный знак

5 Для количественного исследования микроструктурных изменений в монокристаллах ЖНС при высокотемпературной ползучести разработаны новые методы. Фурье анализ регулярности  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуры и оценка ее топологического состояния путем подсчета фазовых окончаний, метод исследования межфазных дислокаций в РЭМ по топографии межфазной границы

6 Предложен микромеханизм высокотемпературной ползучести, учитывающий дислокационные и диффузионные процессы в структуре ЖНС

### **Практическая ценность**

Разработанные методы структурного анализа используются в ВИАМ, Федеральном институте исследования и испытания материалов (Германия) и Берлинском техническом университете при исследовании монокристаллов ЖНС. Полученные экспериментальные данные об анизотропии физико-механических свойств монокристаллов сплава ЖСБФ используются в Центральном авиамоторостроительном институте им П.И. Баранова при оценке конструкционной прочности монокристаллических лопаток. Сформулированные технические рекомендации по выбору оптимальной кристаллографической ориентации монокристаллической лопатки утверждены ВИАМ и разосланы на предприятия авиационной промышленности. Полученные данные об эволюции структуры монокристаллов сплава CMSX-4 в процессе высокотемпературной ползучести и предложенный механизм ползучести используются в европейской программе COST538 для разработки физически обоснованных математических моделей прогнозирования ресурса монокристаллических лопаток.

#### **Основные положения выносимые на защиту**

1. Новые методы исследования структуры монокристаллов ЖНС: локальный рентгеноструктурный анализ дендритной структуры, высокоразрешающая рентгеновская томография микропористости, методы оценки регулярности и топологического состояния  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуры, метод исследования межфазных дислокаций в РЭМ.
2. Новые сведения о формировании монокристаллической структуры при направленной кристаллизации ЖНС. Представления о монокристалле ЖНС как о многоуровневом структурном объекте, содержащем различные типы структурных дефектов.
3. Экспериментальные данные об анизотропии физико-механических свойств монокристаллов ЖНС и рекомендации по выбору кристаллографической

ориентации монокристаллической лопатки, обеспечивающей минимальный риск разрушения от термических напряжений

4 Комплекс новых результатов об эволюции структуры монокристаллов ЖНС в процессе высокотемпературной ползучести

5 Физические механизмы высокотемпературной ползучести, учитывающие дислокационные и диффузионные процессы в структуре монокристаллов ЖНС

### **Апробация работы**

Основные положения и результаты работы докладывались на конференциях Всесоюзная конференция «Получение, структура, свойства и применение высокочистых и монокристаллических тугоплавких и редких металлов» (Владимир, 1987), Всесоюзная конференция «Новые жаропрочные и жаростойкие материалы» (Звенигород, 1989), Семинар «Проблемы разрушения металлов и фрактография» (Москва, 1989), XII Всесоюзная конференция по физике прочности и пластичности металлов и сплавов (Куйбышев, 1989), XIV Всесоюзная конференция по электронной микроскопии (Суздаль, 1990), IV, VII, VIII Международные конференции «Материалы для передового энергетического машиностроения» (Льеж, Бельгия, 1990, 2002, 2006), IV, V, VI Европейские конференции по остаточным напряжениям (Клуни, Франция, 1996, Дельфт-Нордвекерхут, Голландия, 1999, Коимбра, Португалия, 2002), V, VII Международные конференции по остаточным напряжениям (Линкопинг, Швеция, 1997, Хиан, Китай, 2004), III и IV Международные семинары «Современные проблемы прочности» (Старая Руса, 1999, 2000), V Международный симпозиум «Ползучесть в структурах» (Нагойя, Япония, 2000), Германский семинар по высокотемпературным материалам (Мюнхен, Германия, 2001), III Международная конференция по интерметаллидным материалам (Джексон Холл, США, 2002), V Международная конференция по малоцикловой усталости (Берлин, Германия, 2003), 37 Германский симпозиум по металлографии (Берлин, Германия, 2003), V Международная конференция «Научно-технические проблемы прогнозирования надежности и долговечности

конструкций и методы их решения» (С-Петербург, 2003), X Международный симпозиум по жаропрочным сплавам (Северн Спрингс, США, 2004), Всероссийская конференция «Новые материалы и технологии» (Москва, 2004), IX Международный конгресс двигателестроителей (Рыбачье, Украина, 2004), Европейский конгресс по передовым материалам и процессам EUROMAT 2005 (Прага, Чехия, 2005), Международная конференция по материаловедению и технологии MS&T'05 (Питсбург, США, 2005), Германская физическая конференция (Берлин, Германия, 2005), Совещания по европейской программе COST538 «Увеличение срока эксплуатации энергетических установок» (Брюссель, Бельгия, 2004, Берлин, Германия, 2005, Баден, Швейцария, 2005, Братислава, Словакия, 2006, Льеж, Бельгия, 2006, Баден, Швейцария, 2006, Краков, Польша, 2007), Международная конференция «Диффузия и напряжения» (Лиллафюред, Венгрия, 2006), Международный симпозиум по жаропрочным сплавам памяти профессора МакЛина (Лондон, Великобритания, 2007)

По теме диссертации опубликовано более 50 научных работ в отечественных и зарубежных журналах, получено авторское свидетельство об изобретении, написаны научно-технические отчеты. Личный вклад автора в выполнении изложенных в диссертации исследований является определяющим на этапе постановки задачи, планирования экспериментов и теоретических расчетов, выполнения исследований и обобщения результатов.

#### **Структура и объем работы.**

Диссертация написана в монографическом стиле и состоит из введения, 4 глав, выводов, списка литературы и приложений. Объем диссертации 265 страниц машинописного текста, 142 рисунка, 10 таблиц, список литературы из 162 наименований, 2 приложения.

Во введении показана актуальность рассматриваемых научно-технических проблем, сформулированы цели работы и кратко описана хронология выполнения исследований.

В первой главе описываются разработанные методы структурного анализа и приводятся результаты изучения структуры монокристаллов ЖНС на разных масштабных уровнях

Во второй главе приводятся результаты исследования анизотропии физико-механических свойств монокристаллов сплава ЖС6Ф упругих свойств, усталостной и термоусталостной прочности, кинетики роста усталостных трещин, термостойкости

В третьей главе приводятся результаты исследования деформационных и структурных процессов, протекающих при высокотемпературной ползучести монокристаллов ЖНС

В четвертой главе теоретически рассматриваются механизмы высокотемпературной ползучести монокристаллов ЖНС

Работа выполнена при научной консультации академика РАН О А Банных

## **ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

### **1. СТРУКТУРА МОНОКРИСТАЛЛОВ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ И МЕТОДЫ ЕЕ ИССЛЕДОВАНИЯ.**

Монокристаллы ЖНС обладают сложной многоуровневой структурой, поэтому для ее исследования были разработаны специальные методы, с помощью которых были исследованы механизм формирования монокристаллической структуры, ростовые дефекты, макро и микроструктура монокристаллов, и остаточные напряжения различного уровня

Методом дифракции ООЭ и локального рентгеноструктурного анализа исследовали конкурентный рост зерен в кристаллоотборнике, используемом при направленной кристаллизации монокристаллических газотурбинных лопаток. Кристаллоотборник конструктивно состоит из стартера, в котором формируются столбчатые зерна ориентации  $[001]$ , и геликоида (рис 1а), в котором отбирается одно зерно, формирующее монокристалл. Цель

исследования заключалась в изучение закономерностей формирования монокристаллической структуры и получение количественной информации, необходимой для контроля и оптимизации технологии производства турбинных лопаток. Исследования показали, что отбор зерен на входе в геликоидальный сепаратор (рис. 1б) определяется геометрическим фактором, а именно положением зерна во входной трубке геликоида. Конкурентный рост зерен в геликоиде также контролируется кристаллографическим фактором. В процессе роста через дополнительные витки сепаратора кристаллографическая ориентация отобранного зерна может изменяться до нескольких градусов.

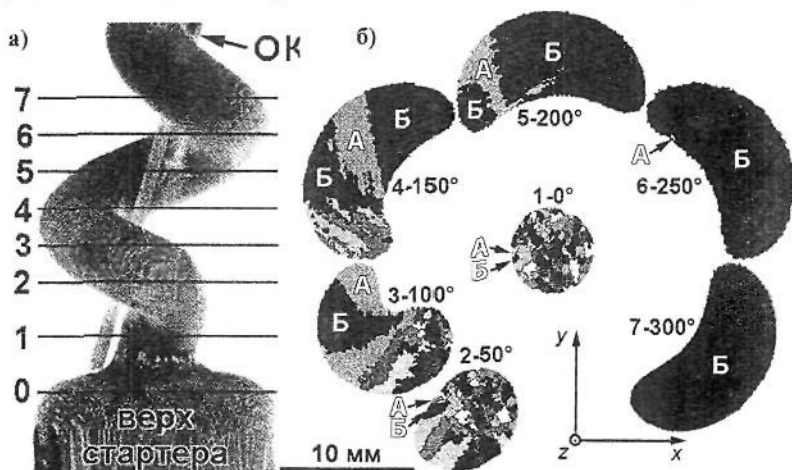


Рис. 1. Процесс отбора зерна в геликоиде. а) Верхняя часть кристаллоотборника. ОК – опорный кристалл, требуемый для измерений. б) Зеренная структура в сечениях 1-7, дифракция ООЭ.

Анализ распределения аксиальной кристаллографической ориентации в верхней части стартера (сечение 1 на рис. 1а) позволяет оценить правильность выбора геометрии стартера и провести приблизительную экспресс-оценку вероятности выхода годных монокристаллов, для которых отклонение аксиальной ориентации от кристаллографического направления  $[001]$  находится в пределах заданного допуска.

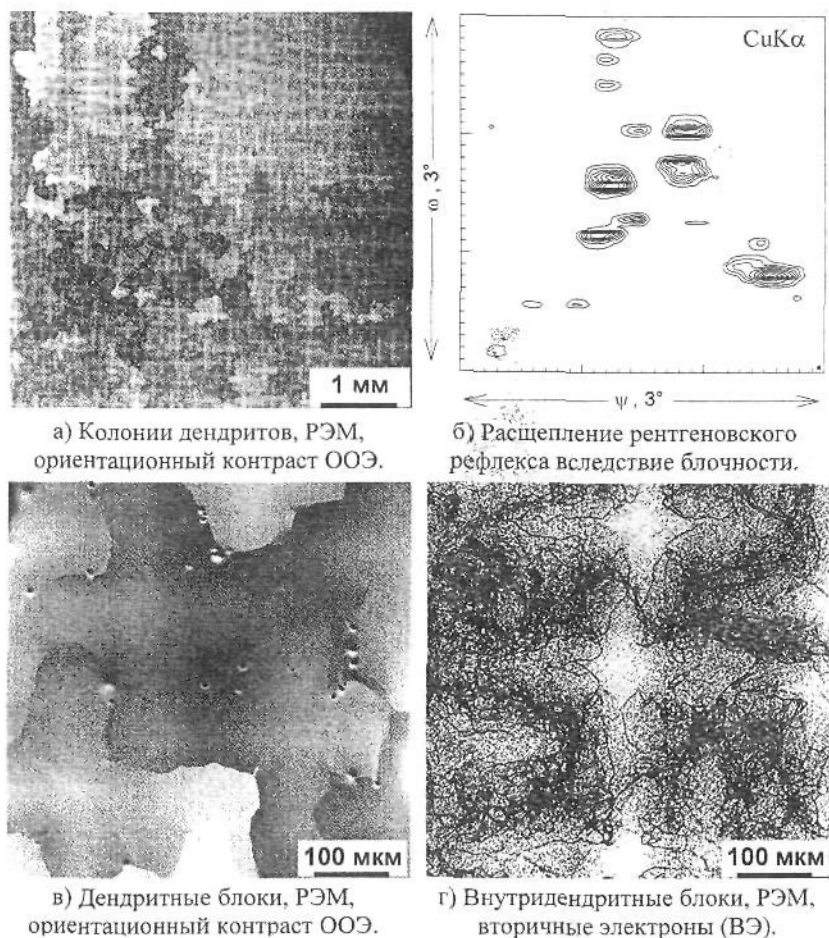


Рис. 2. Блочная структура монокристаллов сплава CMSX-4.

Совершенство кристаллической структуры монокристаллов ЖНС исследовали методами дифракции ООЭ, локального рентгеноструктурного анализа и РЭМ. Из проведенных в работе исследований следует, что в монокристаллах ЖНС существует блочная структура трех уровней:

1. Колонии дендритов близкой кристаллографической ориентации, размером до несколько миллиметров (рис. 2б). Разориентация между соседними колониями может достигать нескольких градусов (2а).

2. Столбчатые дендритные блоки (рис. 2в), диаметром  $\approx 300$  мкм. Разориентация между соседними дендритными блоками, как правило, не превышает  $1^\circ$ .

3. Внутريدендритные блоки (рис. 2г). Размер этих блоков изменяется от  $\approx 10$  до  $\approx 100$  мкм, а разориентация не превышает нескольких десятых долей градуса.

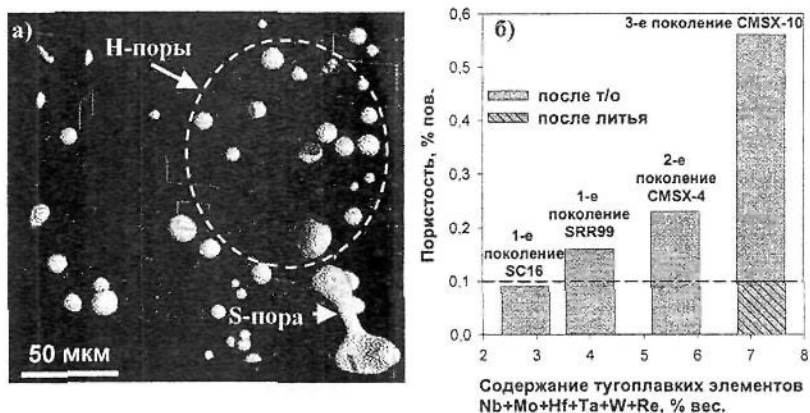


Рис. 3. Пористость в монокристаллах ЖНС.

а) Рентгеновская томограмма пористости в термообработанном ЖНС CMSX-4.  
 б) Результаты количественной металлографии пористости в монокристаллах ЖНС разных поколений.

Пористость является дефектом, приводящим к преждевременному усталостному разрушению газотурбинных лопаток. В монокристаллах ЖНС поры исследовали двумя методами: металлографически в РЭМ и методом рентгеновской томографии (рис. 3а) на синхротроне в Гренобле, Франция. На основании проведенных исследований предложено классифицировать поры в монокристаллах ЖНС на три типа: S-поры, образующиеся в процессе кристаллизации (Solidification), Н-поры, образующиеся в процессе гомогенизации сплавов (Homogenization) и D-поры, образующиеся в процессе

пластической деформации (Deformation). Эти типы пор могут быть опознаны по характерной форме и размеру. Найдено, что S+H-пористость выше в высоколегированных ЖНС (рис. 3б) и коррелирует с суммарной концентрацией тугоплавких элементов. Причина повышенной пористости - рост H-пор в процессе интенсивной гомогенизации, применяемой к высоколегированным ЖНС для выравнивания ликвации.

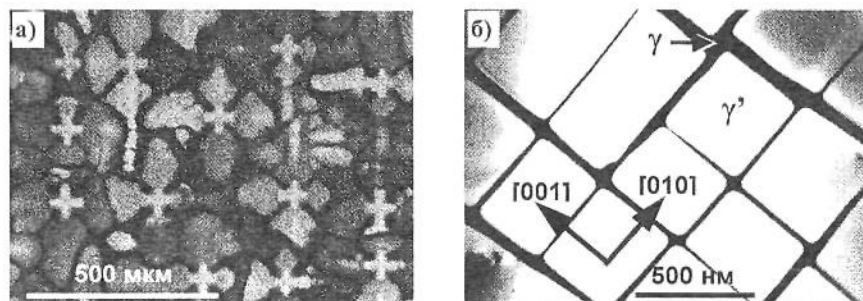


Рис. 4. Дендритная макроструктура монокристалла сплава CMSX-10 (а) и гетерофазная  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуры сплава SRR99 (б).

Монокристаллы ЖНС имеют неоднородную дендритную макроструктуру (рис. 4а) и гетерофазную  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуру (рис. 4б), дисперсность и морфология которых определяет физико-механические свойства. Поэтому важная практическая задача заключается в выборе адекватных параметров, количественно характеризующих макро и микроструктуру, а также в развитии экспериментальных методов их измерения. В диссертации рассматриваются методические аспекты описания дисперсности дендритной структуры и определения геометрических параметров  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуры.

Важным параметром структуры жаропрочных ЖНС является относительная разность периодов кристаллических решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз (мисфит)  $\delta = (a^p - a^m) / 0.5(a^p + a^m)$ , где  $a^m$  и  $a^p$  - соответственно периоды кристаллических решеток фазы  $\gamma$  и упрочняющих выделений  $\gamma'$ . Мисфит играет большую роль во многих структурных и деформационных процессах, а

величина  $\delta$  определяет эффективность дисперсионного упрочнения сплава. Для определения мисфита был развит метод локального рентгеноструктурного анализа, позволяющий разделять значения  $\delta$  в дендритных осях и межосных пространствах.

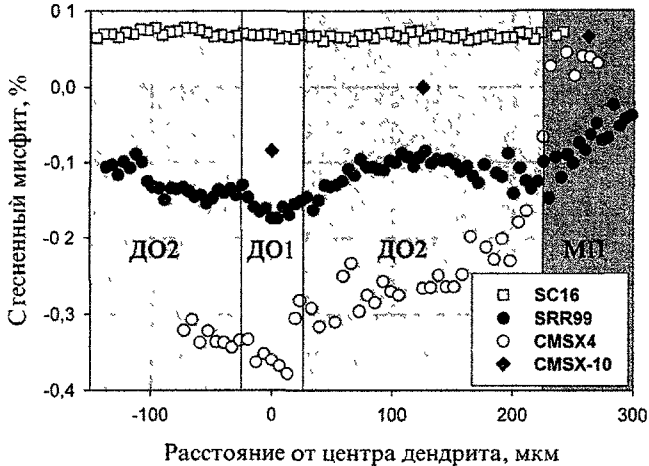


Рис 5 Изменение  $\gamma/\gamma^2$ -мисфита в дендритной ячейке в различных ЖНС

Проведенные исследования показали, что вследствие ликвации тугоплавких элементов, которые преимущественно концентрируются в  $\gamma$ -фазе и повышают период ее решетки, мисфит неоднороден в пределах дендритной ячейки (рис 5). Например, в сильнолегированном сплаве CMSX-4 стесненный мисфит изменяется от  $\approx -0,38\%$  в дендритной оси 1-го порядка до небольшого положительного значения,  $\approx +0,04\%$ , в межосном пространстве. Выравнивание ликвации путем высокотемпературной гомогенизации понижает неоднородность мисфита. Так длительная гомогенизация сплава CMSX-10 при температурах, близких к солидусу, приводит к тому, что степень неоднородности мисфита в этом ЖНС ниже, чем в CMSX-4 (рис 5), несмотря на то, что суммарная концентрация тугоплавких элементов в CMSX-10 выше.

Следует отметить, что в настоящей работе измеряли стесненный мисфит, т е мисфит в монолитном образце. Путем анализа когерентных деформаций показано, что абсолютная величина нестесненного мисфита приблизительно в два раза меньше, чем стесненного.

Монокристаллы ЖНС находятся в сложном многоуровневом напряженно-деформированном состоянии. Остаточные макронапряжения анализировали по ориентации пластинчатой  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуры («рафт-структура»), сформированной в процессе высокотемпературного отжига под действием остаточных напряжений. Из проведенного металлографического анализа следует, что под действием остаточных напряжений образуются  $\gamma'$ -пластины, параллельные кристаллографическим плоскостям типа  $\{001\}$ . При этом  $\{001\}$  ориентированные пластины всегда перпендикулярны максимальной нормальной компоненте девиатора напряжений  $S_{ii}^{\max}$ , определенного в системе координат  $\langle 001 \rangle$ . Предложенный  $S_{ii}^{\max}$ -критерий с точностью до гидростатического давления позволяет оценить характер напряженного состояния, действующего в монокристалле ЖНС в процессе отжига или в монокристаллической лопатке в процессе эксплуатации.

Дендритные мезонапряжения исследовали методом локального рентгеноструктурного анализа и металлографически по ориентации  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуры после отжига. Исследования показали, что дендритные оси находятся в состоянии растяжения, а межосные пространства в состоянии сжатия, как схематически показано на рис. 6. В процессе отжига в дендритных осях образуется пластинчатая  $\gamma/\gamma'$ -микроструктура, перпендикулярная направлению осей, что согласуется с предложенным  $S_{ii}^{\max}$ -критерием. Дилатометрический анализ образцов разного химического состава показал, что дендритные напряжения возникают в процессе охлаждения вследствие большего термического сжатия дендритных осей по сравнению с межосными пространствами.

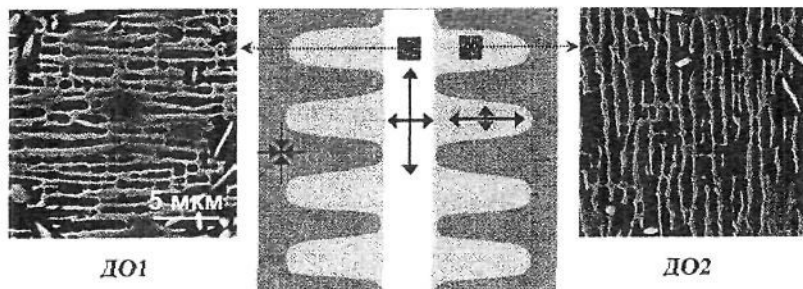


Рис. 6. Ориентация пластинчатой  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуры в монокристалле сплава CMSX-4 после 300 часового изотермического отжига при  $1100^\circ\text{C}$ . Стрелки показывают направление дендритных напряжений.

В исходных монокристаллах ЖНС межфазные границы  $\gamma/\gamma'$  являются когерентными и несоответствие периодов  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -решеток компенсируется упругими деформациями. При этом  $\gamma'$ -кубоид находится в состоянии незначительного трехосного растяжения, а  $\gamma$ -прослойки в состоянии существенного двухосного сжатия в плоскости, параллельной межфазной границе. В работе предложена упрощенная модель напряженно-деформированного состояния  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз и выведены соответствующие формулы для оценки величины когерентных напряжений.

## 2. АНИЗОТРОПИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

В настоящей работе изучали анизотропию физико-механических свойств монокристаллов сплава ЖС6Ф. На рис. 7 представлены температурные зависимости упругих податливостей  $s_{11}$ ,  $s_{12}$  и  $s_{44}$  этого сплава. Видно, что с повышением температуры упругая жесткость монокристаллов понижается. Из величины фактора анизотропии Зенера  $A = 2(s_{11} - s_{12})/s_{44} \approx 2.6$  следует, что упругие свойства монокристаллов ЖНС сильно анизотропны.

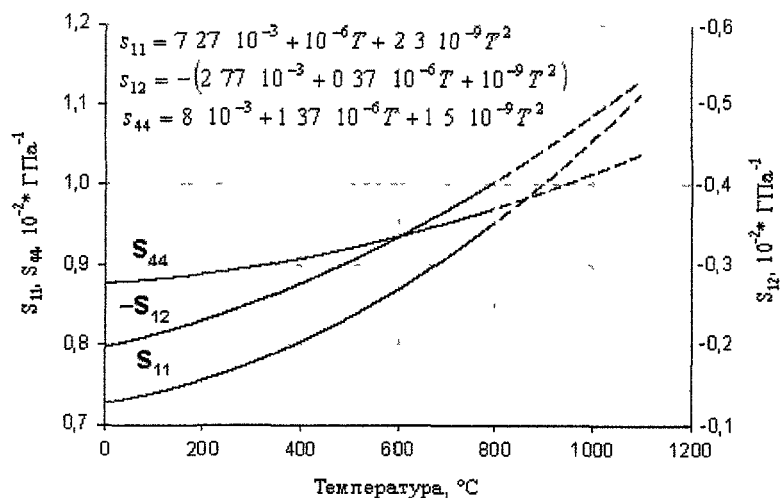


Рис 7 Температурные зависимости упругих податливостей  $s_{11}$ ,  $s_{12}$  и  $s_{44}$  сплава ЖС6Ф Штриховые линии – зависимости, экстраполированные на высокотемпературную область 800-1100°C

На рис 8 показана ориентационная зависимость модуля нормальной упругости  $E_x$  при 20°C  $E_x$  минимален (137 ГПа) в направлениях  $\langle 001 \rangle$  и максимален (308 ГПа) в  $\langle 111 \rangle$  Наиболее сложную ориентационную зависимость обнаруживает коэффициент Пуассона  $\nu_{xy}$  В зависимости от направлений  $x$  и  $y$  он изменяется от +0.65 до  $\approx -0.07$  (20°C) Минимальное отрицательное значение достигается в том случае, когда оси  $x$  и  $y$  совпадают с направлениями типа  $\langle 011 \rangle$  Небольшое отрицательное значение  $\nu_{xy}$  было экспериментально проверенно путем прецизионного голографического анализа формы изогнутой монокристаллической пластины В зависимости от знака  $\nu_{xy}$  линии равных прогибов пластины, а значит, и интерференционные полосы на голограмме, должны иметь вид либо семейства гипербол ( $\nu_{xy} > 0$ ), либо семейства вложенных эллипсов ( $\nu_{xy} < 0$ ) Голографический эксперимент (рис 9)

однозначно подтвердил отрицательный знак коэффициента Пуассона и дал значение  $\nu_{[01\bar{1}]011} = -0.07$ .

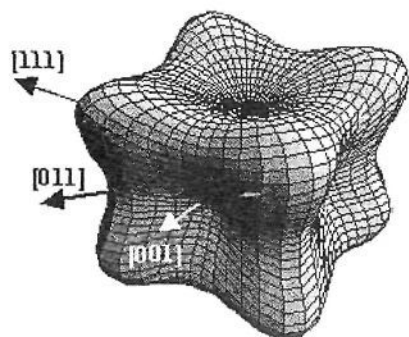


Рис. 8. Ориентационная зависимость модуля нормальной упругости  $E_x$  при 20°C.

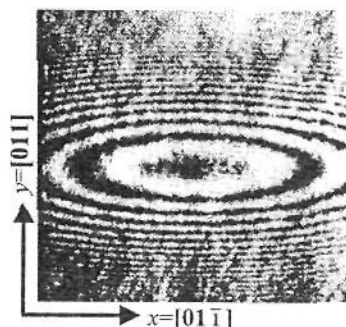


Рис. 9. Интерференционная картина монокристаллической пластины сплава ЖС6Ф при чистом изгибе моментом  $M_x$ .

На рис. 10а и б соответственно представлены результаты испытаний монокристаллов различных аксиальных ориентаций на малоцикловую усталость при 950°C и термическую усталость по режиму 100↔1050°C. Статистическая обработка результатов выявила следующие закономерности. В условиях изотермической малоциклового усталости (рис. 10а) при высоких значениях максимального напряжения в цикле  $\sigma^{\max}$  монокристаллы всех ориентаций имеют близкие значения долговечностей  $N$ , но по мере понижения  $\sigma^{\max}$  различие в величине  $N$  существенно увеличивается. При этом при всех уровнях  $\sigma^{\max}$  наибольшие значения усталостных долговечностей  $N$  соответствуют монокристаллам с аксиальной ориентацией [112], тогда как монокристаллы [001] имеют минимальную долговечность. Монокристаллы ориентаций [111] и [011] имеют близкие долговечности, которые находятся между минимальными и максимальными значениями. При термоусталостном нагружении (рис. 10б) монокристаллы обнаруживают ориентационную зависимость другого типа. При высоких значениях  $\sigma^{\max}$  наоборот имеется

значительная анизотропия – монокристаллы с ориентациями [111] и [112] имеют существенно более высокую термоусталостную прочность по сравнению с монокристаллами [001] и [011]. Однако с понижением  $\sigma^{\max}$  термоусталостные долговечности монокристаллов различных ориентаций сближаются и при  $\sigma^{\max} \approx 350$  МПа становятся практически равны.

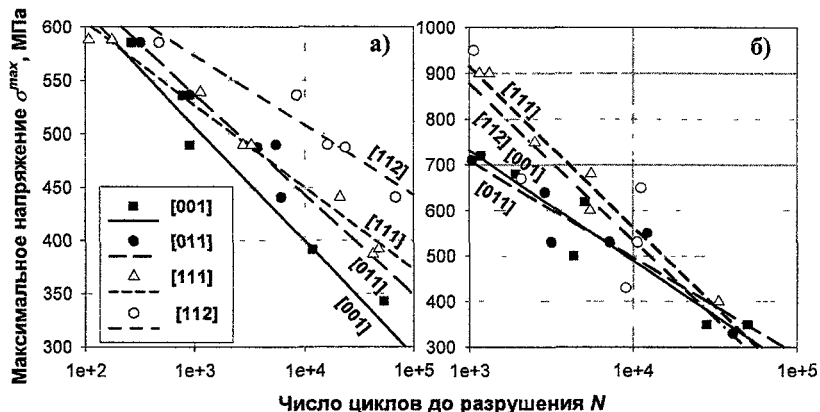


Рис 10 Ориентационная зависимость долговечности монокристаллов ЖНС ЖС6Ф в условиях малоциклового усталостного нагружения при 950°C,  $R_v = \sigma^{\min} / \sigma^{\max} = 0$ ,  $f = 0.1$  Гц (а) и термоусталостных испытаний методом Коффина по режиму 100↔1050°C (б)

Из проведенных испытаний следует, что ЖНС с монокристаллической структурой обладают более высокой термоусталостной прочностью по сравнению с направленной и равноосной структурой, и это обстоятельство делает их предпочтительными для перспективных газотурбинных двигателей с интенсивными системами охлаждения.

На рис 11 представлены результаты исследования анизотропии скорости роста усталостных трещин  $dl/dN$  при 20°C. Точки на рис 11а показывают значения  $dl/dN$  для монокристаллов сплава ЖС6Ф одинаковых аксиальных ориентаций [001], [011] и [111], усредненные по нескольким азимутальным ориентациям. Видно, что имеется существенная анизотропия скорости роста

трещины, характер которой определяется величиной размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$ . При малых  $\Delta K$ , в пределах 25-55 МПа $\sqrt{м}$ , скорость распространения трещины в образцах [001] существенно выше, чем в [011] и [111]. Такой характер анизотропии скорости роста трещины согласуется с результатами испытаний на малоцикловую усталость при низких напряжениях (рис 11а) и может быть качественно объяснен большим потоком упругой энергии в вершину трещины в упруго мягких образцах. С увеличением  $\Delta K$  выше 56 МПа $\sqrt{м}$  различие между скоростями распространения трещин в образцах [001] а и [011] сохраняется, тогда как в образцах [111]  $dl/dN$  возрастает до уровня, соответствующего образцам [001]. Последний эффект, вероятно, связан с тем, что по мере увеличения  $\Delta K$  происходит постепенное отклонение траектории трещины от плоскости поперечного сечения (111) и ее рост вдоль наименее прочных междендритных пространств (см вставку на рис 11а).

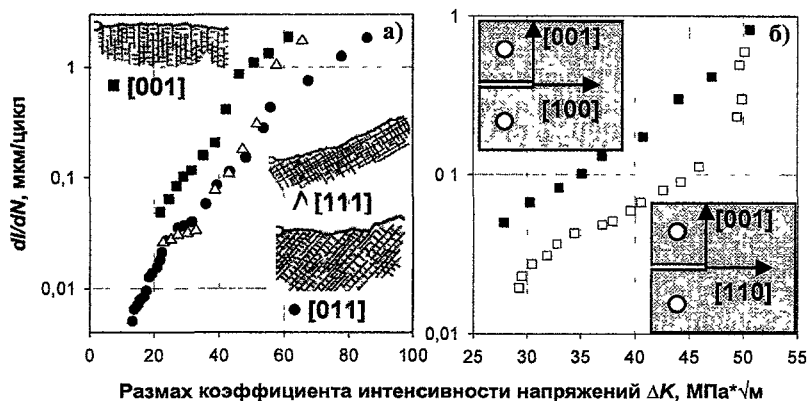


Рис 11. Влияние аксиальной (а) и азимутальной (б) ориентаций на скорость роста усталостной трещины в монокристаллических СТ-образцах ЖНС ЖС6Ф,  $R_\sigma = \sigma^{\min} / \sigma^{\max} = 0,1$ ,  $f = 10$  Гц. Вставки на рис 11а показывают профили изломов образцов разных аксиальных ориентаций в сопоставлении с их дендритной структурой.

Азимутальная ориентация образцов также влияет на скорость роста трещин (рис 116) При одинаковой осевой ориентации  $[001]$  изменение азимутальной с  $[011]$  на  $[001]$  приводит к почти двукратному увеличению  $dl/dN$  Для образцов с осевой ориентацией  $[011]$  это различие невелико

Разрушение лопаток газотурбинных двигателей в большинстве случаев происходит из-за термической усталости вследствие реверсивных термических напряжений Поэтому в настоящей работе теоретически оценивали влияние кристаллографической ориентации лопатки на степень опасности термических напряжений При расчете учитывали температурную зависимость упругих постоянных (рис 7) и сдвиговой характер пластической деформации монокристаллов Помимо расчетов проводили также испытания на термостойкость монокристаллических образцов-имитаторов газотурбинных лопаток Призматические пустотелые образцы сплава ЖС6Ф локально разогревали горелкой и охлаждадали изнутри потоком холодного воздуха Долговечность оценивали по появлению трещины длиной  $\approx 0.5$  мм Расчет и эксперимент показали, что термические напряжения наименее опасны при наиболее упруго мягкой аксиальной ориентации лопатки  $\langle 001 \rangle$  Термические напряжения в зоне локального разогрева могут быть понижены путем регламентирования азимутальной ориентации, при которой нормаль к локально разогретой поверхности лопатки совпадает с направлением  $\langle 001 \rangle$  Из проведенных исследований следует, что различие в термостойкости лопаток с экстремальными аксиальными ориентациями  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$  существенно меньше, чем это следует из простого сравнения модулей упругости в этих направлениях Поэтому, для определенных типов газовых турбин, где разрушение вследствие термических циклов не является критичным, а более важны другие характеристики, например, длительная прочность, резонансная частота и др, оптимальная аксиальная ориентация, обеспечивающая максимальную конструкционную прочность лопатки, может быть отлична от  $\langle 001 \rangle$

### 3. ДЕФОРМАЦИОННЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

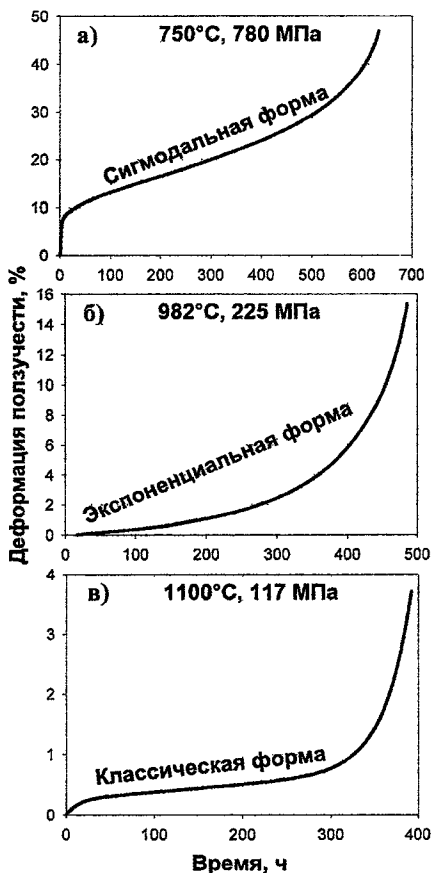


Рис 12 Вид кривых ползучести [001] монокристаллов сплава CMSX-4 при различных температурах и напряжениях

нестабильной, в результате чего происходит изменение вида кривой ползучести, которая сначала приобретает экспоненциальный вид (рис 12б), а затем классический вид с четко выраженными неустановившейся,

На рис 12 показаны кривые ползучести [001] монокристаллов ЖНС CMSX-4 при различных температурах и напряжениях. При низких температурах и высоких напряжениях (рис 12а) кривая ползучести имеет сигмоидальную форму с большой пластической деформацией на первой стадии. Механизмы ползучести в условиях низких температур ( $\approx 700-850^\circ\text{C}$ ) и высоких напряжений ( $\approx 500-850$  МПа) хорошо изучены. Кир, Леврант и другие авторы показали, что при таких условиях испытаний упрочняющие  $\gamma'$ -выделения перерезаются парами  $a/2\langle 011 \rangle$  дислокаций, образующих супердислокации с вектором Бюргерса  $a\langle 011 \rangle$ . При температурах выше  $\approx 950^\circ\text{C}$  диффузионные процессы значительно ускоряются и микроструктура ЖНС становится

стационарной и ускоренной стадиями (рис. 12в). Механизмы высоко-температурной ползучести при низких напряжениях изучены мало и поэтому их исследование являлось одной из главных целей настоящей диссертации.

В настоящей работе было испытано на ползучесть более сотни [001] монокристаллов сплавов SRR99, CMSX-4 и CMSX-10 при температурах 980-1150°C. Испытания останавливали на различных стадиях процесса ползучести для проведения структурных исследований. Методами РЭМ, ПЭМ, рентгеноструктурного анализа и измерения плотности исследовали эволюцию  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуры и дислокационной структуры, напряжения в фазах и рост пористости.

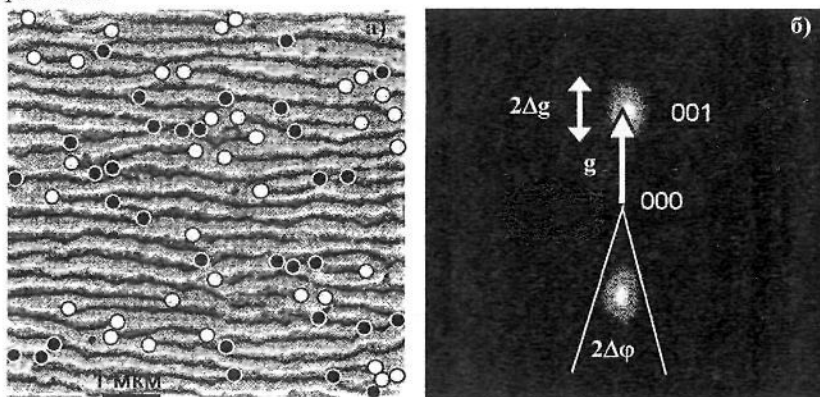


Рис. 13. Фурье анализ регулярности  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуры и анализ ее топологического состояния методом подсчета фазовых окончаний. а) Микроструктура сплава SRR99 после 45-ти часов ползучести при 980°C, 200 МПа; РЭМ;  $\gamma$ -фаза – светлая. Светлые и темные точки –  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -окончания. б) Фурье спектр РЭМ изображения.

Для количественного описания микроструктурных процессов были разработаны оригинальные методики, такие как Фурье анализ дисперсности и регулярности  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуры, метод оценки топологического состояния  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуры путем подсчета окончаний структурных составляющих и др. Рис. 13. демонстрирует обработку РЭМ изображения рафт-структуры,

сформировавшейся в процессе ползучести. На Фурье спектре РЭМ изображения имеются рефлексы, анализ положения и формы которых позволяет получить период рафт-структуры  $\lambda = L/g$  ( $L$  – размер РЭМ изображения), статистический разброс периода  $\delta\lambda = \Delta g/g$  и  $\Delta\varphi$  – статистическое отклонение межфазной границы от (001). Топологическое состояние фаз характеризовали фактором  $T = (N' - N)/(N' + N)$ , где  $N$  и  $N'$  – число  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -окончаний на изображении. При исходной топологии  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуры  $T = +1$ , так как  $\gamma'$ -фаза образует включения ( $N' > 0$ ), а  $\gamma$ -фаза является односвязной ( $N = 0$ ). Напротив, если участки  $\gamma'$ -фазы связаны ( $N' = 0$ ), а участки  $\gamma$ -фазы изолированы  $\gamma'$ -фазой ( $N > 0$ ), то имеется инвертированная микроструктура с  $T = -1$ . Когда обе фазы топологически эквивалентны, то  $N = N'$  и  $T = 0$ .

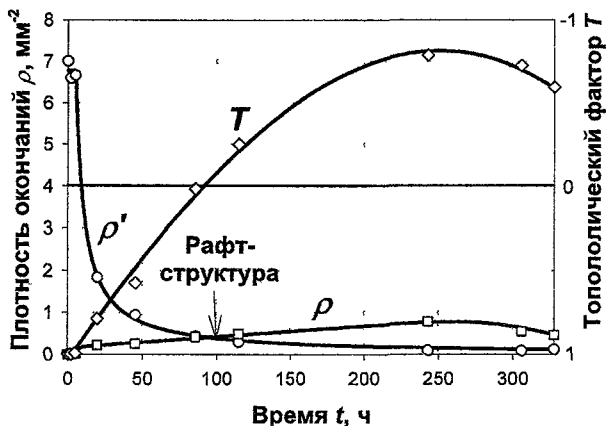


Рис 14 Кинетика топологической инверсии  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуры сплава SRR99 в процессе ползучести при 980°C, 200 МПа,  $\rho'$  и  $\rho$  – поверхностные плотности  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -окончаний

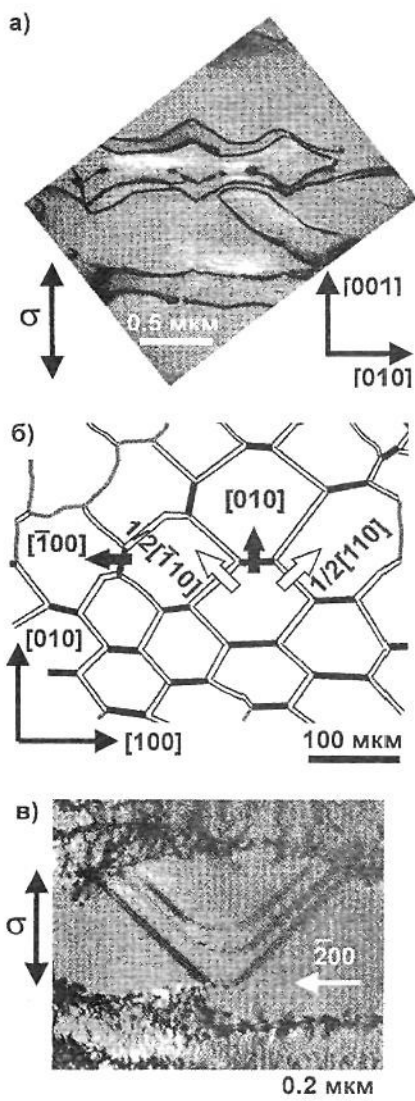
Фурье анализ микроструктуры НДЖС на разных стадиях ползучести показал, что образующаяся на нестационарной стадии рафт-структура постепенно огрубляется (увеличивается  $\lambda$ ) и деградирует (увеличиваются  $\delta\lambda$  и

Δφ) Кроме того  $\gamma'$ -фаза образует перемычки, окружает  $\gamma$ -фазу и становится топологически матрицей. Кинетика последнего процесса, называемого топологической инверсией, представлена на рис 14 в величинах плотности фазовых окончаний и топологического фактора

Сравнение эволюции  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуры в различных ЖНС в процессе высокотемпературной ползучести показало, что причиной огрубления и деградации рафт-структуры является дискретность образующихся  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -ламелей. Высокотемпературная ползучесть переходит в ускоренную стадию по достижении критической степени огрубления микроструктуры. Для сплавов CMSX-4 и CMSX-10 при 1100°C, 120 МПа эта степень огрубления соответствует возрастанию  $\lambda$  до значения  $\approx 0,8-0,9$  мкм.

Эволюцию дислокационной структуры исследовали двумя методами. Первый – стандартный метод ПЭМ, второй – новый оригинальный метод РЭМ, предложенный в настоящей работе. В методе РЭМ межфазные дислокации наблюдали вследствие образования бороздчатой топографии межфазной границы под действием локального дислокационного давления. Совместное применение методов ПЭМ и РЭМ позволило получить детальные статистически значимые результаты и выявить основные этапы формирования и эволюции дислокационной структуры, представленные на рис 15. При низких напряжениях деформация ползучести начинается путем додекаэдрического скольжения дислокационных петель  $\langle 011 \rangle \{0\bar{1}1\}$  в  $\gamma$ -фазе вдоль ребер  $\gamma'$ -кубоидов, где ширина петель максимальна, а следовательно сила сопротивления Орована минимальна (рис 15а). Скользящие дислокационные петли оставляют на гранях  $\gamma'$ -кубоидов межфазные дислокации, которые рассредотачиваются по горизонтальным межфазным границам и образуют дислокационные сетки (рис 15б). В результате реакции межфазных дислокаций образуются супердислокации  $a\langle 100 \rangle$ , легко проникающие в  $\gamma'$ -решетку

Переползание этих дислокаций через  $\gamma'$ -фазу понижает стеснение пластичной  $\gamma$ -фазы упрочняющей  $\gamma'$ -фазой и, таким образом, повышает скорость ползучести.



а) На начальной стадии ползучести первичные дислокационные петли  $a/2\langle 011 \rangle$  скользят в  $\gamma$ -фазе вдоль ребер  $\gamma'$ -кубоидов, где сила сопротивления Орована минимальна. Додекаэдрическая система скольжения  $\langle 011 \rangle \{0\bar{1}1\}$ . Сплав SRR99,  $980^\circ$ , 200 МПа, 4 ч,  $\varepsilon_c = 0.14\%$ . Продольное сечение (100).

б) Идентифицированная межфазная дислокационная сетка в сплаве CMSX-10 после 200 ч ползучести при  $1100^\circ$ , 120 МПа,  $\varepsilon_c = 0.9\%$ . Поперечное сечение (001). Серые линии – первичные дислокации  $a/2\langle 011 \rangle$ , белые – вторичные дислокации мисфитного типа  $a/2\langle 110 \rangle$ , черные – супердислокации  $a\langle 100 \rangle$ .

в). Межфазные супердислокации  $a[010]$  проникают в  $\gamma'$ -фазу и образуют призматические дислокационные петли, переползающие через  $\gamma'$ -фазу. Вектор Бюргерса  $a[010]$  перпендикулярен плоскости петли. Сплав CMSX-4 после 150 ч ползучести при  $1100^\circ\text{C}$ , 120 МПа,  $\varepsilon_c = 0.7\%$ , продольное сечение (010).

Рис. 15. Эволюция дислокационной структуры в процессе ползучести. ПЭМ.

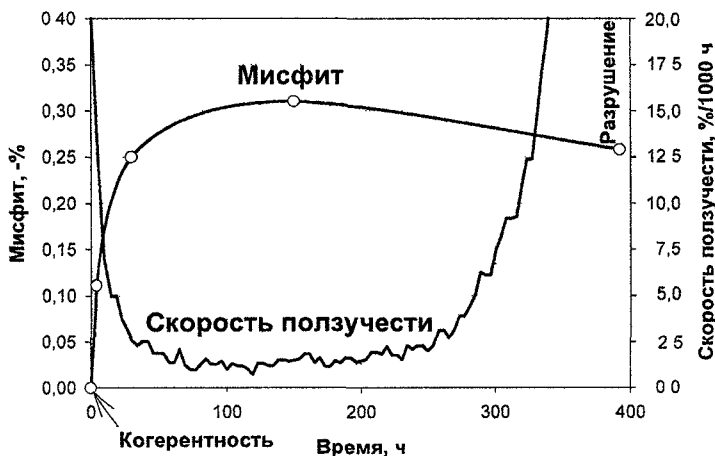


Рис 16 Изменение мисфита межфазной границы  $\gamma/\gamma'$  в процессе ползучести ЖНС CMSX-4 при 1100°C и 120 МПа в сравнении со скоростью ползучести

На рис 16 показано изменение мисфита межфазной границы  $\gamma/\gamma'$  в процессе ползучести, измеренное методом рентгеноструктурного анализа

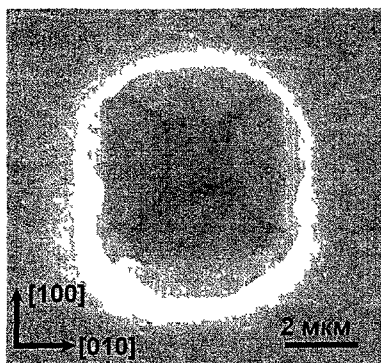


Рис 17 Деформационная пора в ЖНС CMSX-4 после 150 ч ползучести при 1100°C, 120 МПа. Кубододекаэдр, ограниченный плоскостями  $\{001\}$  и  $\{011\}$

Видно, что вначале происходит потеря когерентности межфазной границы — абсолютная величина мисфита, а, следовательно, и плотность межфазных дислокационных сеток, повышаются. Формирование дислокационных сеток увеличивает сопротивление ползучести — минимальная скорость ползучести соответствует максимальной абсолютной величине мисфита. Однако затем из-за дислокационных реакций наблюдается деградация межфазных сеток и понижение упрочняющего эффекта.

Индикатором переползания дислокаций в процессе ползучести является рост пор за счет конденсации вакансий, эмитируемых переползающими дислокациями. Поэтому в настоящей работе детально изучали рост пористости в процессе ползучести по уменьшению плотности материала. Выборочные результаты этих исследований представлены рис 17 и 18. Как видно на рис 17 поры, возникающие в процессе высокотемпературной ползучести, имеют кристаллографическую огранку, типичную для пор, образованных путем конденсации вакансий. Вакансионный рост пор в кристаллической решетке можно рассматривать как рост «отрицательных» кристаллов.

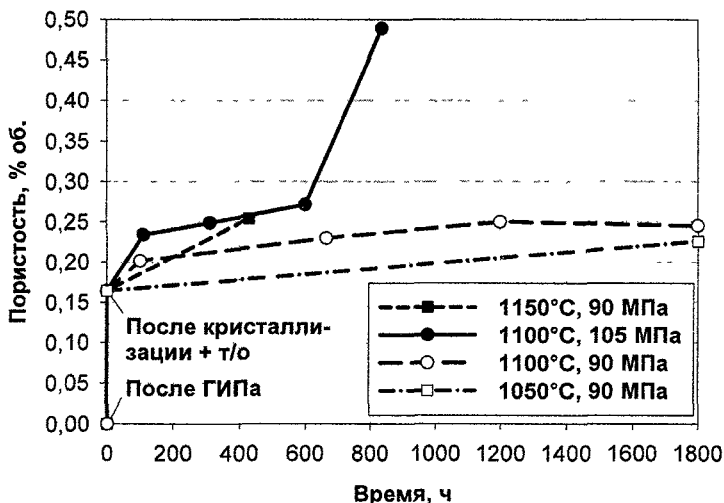


Рис 18 Рост пористости в ЖС СМSX-4 в процессе ползучести при температурах 1050-1150°C. Результаты измерения плотности

#### 4. МАКРО И МИКРОМЕХАНИЗМЫ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

В последней главе моделировали макро и микромеханизмы, высокотемпературной ползучести используя различные теоретические методы. На макроскопическом уровне моделировали влияние дендритной ликвации на

напряженное состояние дендритной ячейки («дендритные напряжения») и неоднородное развитие пластической деформации на неустановившейся стадии ползучести. При этом использовали двухуровневую структурную модель ЖНС, которая учитывает как неоднородную дендритную структуру, так и гетерофазную  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуру. Напряженно-деформированное состояние дендритной структуры моделировали с помощью МКЭ, принимая геометрическую модель, представленную на рис. 19.

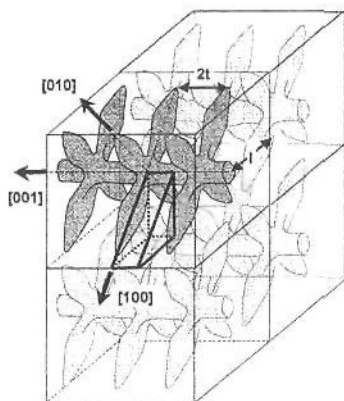


Рис. 19. Геометрическая модель дендритной структуры. Расчетный домен выделен жирными линиями.

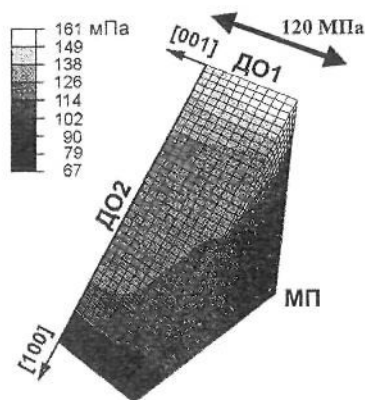


Рис. 20. Распределение приведенного касательного напряжения  $\tau_{\langle 01\bar{1} \rangle \langle 111 \rangle}$  в (001) ориентированных матричных прослойках при  $1100^\circ\text{C}$  после нагружения растягивающим напряжением  $\sigma=120$  МПа вдоль [001].

Учитывая симметрию дендритной структуры, расчеты проводили только для призматического домена с треугольным основанием. Локальную деформацию рассчитывали с помощью микромеханической модели, которая описывает упругопластическую деформацию  $\gamma$ -матрицы, упрочненную кубическими выделениями  $\gamma'$ -фазы, и кристаллографию систем скольжения. Используя экспериментальные данные о ликвации рения в сплаве CMSX-4 и

неоднородности распределения  $\gamma/\gamma'$ -мисфита были рассчитаны распределения дендритных напряжений при различных температурах

На рис 20 показано рассчитанное распределение приведенного касательного напряжения  $\tau_{\langle 01\bar{1} \rangle \{111\}}$  в (001) ориентированных матричных прослойках при 1100°C после нагружения растягивающим напряжением  $\sigma=120$  МПа вдоль [001]. Видно, что в дендритной оси 1-го порядка (ДО1) величина  $\tau_{\langle 01\bar{1} \rangle \{111\}}$  более чем в два раза выше, чем в межсосновом пространстве (МП). Поэтому несмотря на более высокую концентрацию рения в ДО1 деформация ползучести начинается именно там, где когерентные и дендритные напряжения максимальны и складываются с внешне приложенным. Это неоднородное развитие пластической деформации оказывает ускоряющий эффект на скорость неустановившейся ползучести. Полученные теоретические результаты были подтверждены РЭМ, ПЭМ и рентгеноструктурным анализом рафининг, первичные дислокации и потеря когерентности наблюдаются сначала в ДО1.

Экспериментально обнаруженные  $a\langle 100 \rangle$  дислокационные петли, переползающие через  $\gamma'$ -фазу, имеют призматическую конфигурацию, которая может быть следствием образования определенного типа барьера. Так как барьеры оказывают блокирующее влияние на подвижность дислокаций атомная структура ядра  $a\langle 100 \rangle$  супердислокаций была исследована методом молекулярной динамики. Моделирование показало, что при отклонении направления линии дислокации от [001] к [011] ее энергия понижается вследствие расщепления ядра дислокации. На рис 21а показана конфигурация атомов в ядре для направления дислокационной линии  $[0\bar{1}\bar{1}]$ . Видно, что супердислокация расщепляется на три дислокации, разделенные сверхструктурными дефектами упаковки. Данный тип расщепления соответствует схеме, предложенной Хиртом для ГЦК кристаллов (рис 21б).

Для нерасщепленных  $a[100]$  дислокаций с направлением дислокационной

линии  $[0\bar{1}\bar{1}]$  плоскостью скольжения является горизонтальная плоскость  $(01\bar{1})$ . Однако если дислокация расщеплена, как показано на рис. 21а, это скольжение заблокировано. Поэтому такая дислокация может передвигаться только путем переползания.

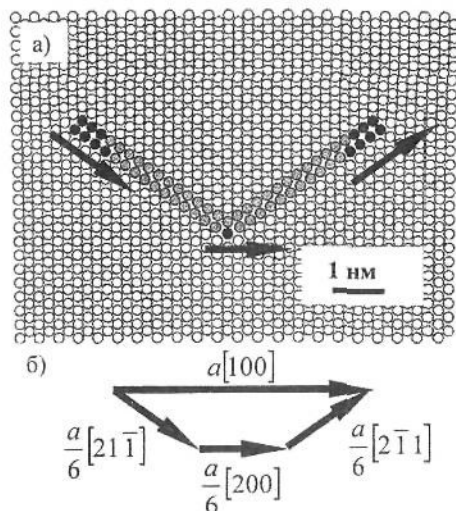


Рис. 21. Расщепление краевой супердислокации  $a \langle 100 \rangle$  с направлением дислокационной линии вдоль  $[0\bar{1}\bar{1}]$  в  $\text{Ni}_3\text{Al}$ . Направление линии дислокации  $[0\bar{1}\bar{1}]$  перпендикулярно плоскости рисунка. Черным цветом окрашены атомы в частичных дислокациях, серым цветом - атомы в сверхструктурных дефектах упаковки.

Таким образом, в условиях высокотемпературной ползучести неупорядоченная пластичная  $\gamma$ -фаза, деформируется скольжением, тогда как более прочная сверхструктурная  $\gamma'$ -фаза путем переползания. Следует отметить, что в отличие от низкотемпературной ползучести, где под действием высоких напряжений образуются высокоэнергетичные супердислокации  $a\langle 011 \rangle$ , при высоких температурах под действием низких

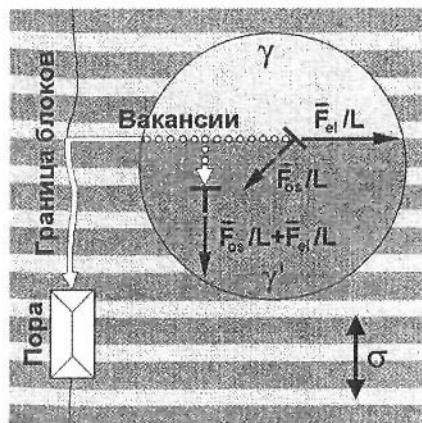


Рис. 22. Механизм стока вакансий от дислокаций, переползающих по горизонтальным межфазным

напряжений образуются низкоэнергетичные супердислокации с минимальным вектором Бюргерса  $a\langle 010 \rangle$ . В первом случае упрочняющий эффект  $\gamma'$ -фазы достигается за счет вязкого скольжения  $a\langle 011 \rangle$  супердислокаций по механизму Кира-Вильсдорфа, во втором за счет блокировки скольжения барьером Хирта. Рассмотрение микромеханизмов высокотемпературной ползучести [001] монокристаллов ЖНС показало, что основной вклад в продольную деформацию образца вносят движение (скольжение/переползание) дислокаций по межфазным границам  $\gamma/\gamma'$  и скольжение дислокационных петель в  $\gamma$ -фазе. Переползание дислокаций в  $\gamma'$ -фазе непосредственно не дает вклад в продольную деформацию, но оно ослабляет стеснение  $\gamma$ -фазы  $\gamma'$ -фазой и, таким образом, повышает скорость ползучести. Передвигаясь по горизонтальным межфазным границам дислокации эмитируют вакансии, которые стекают либо к вертикально переползающим дислокациям либо к порам (рис. 22). Проведенные оценки показали, что большая часть вакансий аннигилирует на вертикально переползающих дислокациях и меньшая диффундирует к порам. Деградация рафт-структуры в процессе высокотемпературной ползучести повышает скорость деформации и обуславливает переход к ускоренной стадии.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Разработаны новые методы исследования структуры монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов в исходном состоянии и после испытания на ползучесть: локальный рентгеноструктурный анализ дендритной структуры, высокоразрешающая рентгеновская томография микропористости, Фурье анализ регулярности  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуры и оценка ее топологического состояния путем подсчета фазовых окончаний, метод исследования межфазных дислокаций в РЭМ и др.
2. Методами дифракции ООЭ, РЭМ и рентгеноструктурного анализа изучены закономерности формирования монокристаллической структуры жаропрочных никелевых сплавов в процессе направленной кристаллизации и ростовые

дефекты монокристаллов Предложен метод экспресс-оценки вероятности выхода годных монокристаллических лопаток, для которых отклонение аксиальной ориентации от кристаллографического направления  $[001]$  находится в пределах заданного допуска

3 С использованием развитых экспериментальных методов систематически исследована структура монокристаллов на различных масштабных уровнях пористость, дендритная макроструктура, гетерофазная  $\gamma/\gamma'$ -микроструктура, несоответствие периодов  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -решеток, напряженно-деформированное состояние макро и микроструктуры

4 Исследована анизотропия физико-механических свойств монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов (упругих свойств, малоциклового и термической усталости, кинетики роста усталостных трещин) и показано, что монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы являются сильно анизотропными материалами, что необходимо учитывать при проектировании монокристаллических лопаток

5 Теоретически и экспериментально исследовано влияние кристаллографической ориентации лопатки на степень опасности термических напряжений Показано, что термические напряжения наименее опасны при наиболее упруго мягкой аксиальной ориентации лопатки  $\langle 001 \rangle$  Однако для определенных типов газовых турбин, где разрушение вследствие термических циклов не является критичным, а более важны другие факторы, оптимальная аксиальная ориентация лопатки может быть отлична от  $\langle 001 \rangle$

5 Систематически исследованы деформационные и структурные процессы при высокотемпературной ползучести монокристаллов с аксиальной ориентацией  $\langle 001 \rangle$  кинетика пластической деформации, эволюция  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуры, дислокационной структуры, межфазных напряжений и рост пористости

6 Методом ПЭМ обнаружено, что в результате дислокационных реакций на межфазной границе  $\gamma/\gamma'$  образуются полные краевые супердислокации  $a\langle 100 \rangle$ ,

легко проникающие в  $\gamma'$ -решетку. Методом молекулярной динамики показано, что в  $\gamma'$ -фазе  $a\langle 100 \rangle$  супердислокации расщепляются с образованием барьера Хирта, который блокирует скольжение этих дислокаций. Поэтому в  $\gamma'$ -фазе  $a\langle 100 \rangle$  супердислокации двигаются путем переползания.

7 Показано, что в отличие от низкотемпературной ползучести, где под действием высоких напряжений образуются высокоэнергетичные полные супердислокации  $a\langle 011 \rangle$ , при высоких температурах под действием низких напряжений образуются низкоэнергетичные полные супердислокации с минимальным вектором Бюргера  $a\langle 100 \rangle$ . В первом случае упрочняющий эффект  $\gamma'$ -фазы достигается за счет вязкого скольжения  $a\langle 011 \rangle$  супердислокаций по механизму Кира-Вильсдорфа, во втором за счет блокировки скольжения  $a\langle 100 \rangle$  супердислокаций барьером Хирта.

## СПИСОК РАБОТ

в которых опубликованы основные положения диссертации

- 1 Светлов И. Л., Петрушин Н. В., Сорокина Л. П., Епишин А. И. и др. Особенности коагуляции выделений  $\gamma'$ -фазы в матрице направленной эвтектики  $\gamma/\gamma'$ -MeC при отжиге // ФММ 1986 Т. 61 № 4 С. 788-797
- 2 Светлов И. Л., Епишин А. И., Кривко А. И. и др. Анизотропия коэффициента Пуассона монокристаллов никелевого сплава // Доклады АН СССР 1988 № 2 С. 1372-1375
- 3 Епишин А. И., Светлов И. Л., Брюкнер У. И. др. Высокотемпературная ползучесть монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов с ориентацией [001] // Материаловедение 1999 № 5 С. 32-42
- 4 Брюкнер У., Епишин А., Нольце Г. Определение знака мисфита кристаллических решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз в никелевых жаропрочных сплавах с помощью смешанного рентгеновского излучения Cu(Cr) // Материаловедение 2000 № 5 С. 13-15

- 5 Линк Т, Епишин А, Брюкнер У Анализ межфазных границ  $\gamma$ - $\gamma'$  в никелевых жаропрочных сплавах по картинам Муара // *Материаловедение* 2000 № 8 С 15-21
6. Епишин А И, Линк Т, Брюкнер У, Феделих Б Остаточные напряжения в дендритной структуре монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов // *ФММ* 2005 Т 100, № 2 С 104-112
- 7 Епишин А И, Линк Т Пористость в монокристаллах никелевых жаропрочных сплавов // *Металлы* 2005 № 6 С 85-93
- 8 Епишин А И, Нольце Г Исследование конкурентного роста зерен при кристаллизации монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов // *Кристаллография* 2006 Т 51 № 4 С 760-765
- 9 Епишин А И Стабильность микроструктуры жаропрочных никелевых сплавов CMSX-4 и CMSX-10 в условиях высокотемпературной ползучести // *Материаловедение* 2007 № 1 С 49-56
- 10 Епишин А И Влияние повреждения при высокотемпературной ползучести на малоцикловую усталость жаропрочного никелевого сплава CMSX-4 // *Материаловедение* 2007 № 2 С 52-56
- 11 Bruckner U, Epishin A, Link T Local X-Ray Diffraction Analysis of the Structure of Dendrites in Single-Crystal Nickel-Base Superalloys // *Acta mater* 1997 V 45 N 2 P 5223-5231
- 12 Link T, Epishin A, Brückner U, Portella P An Increase of the  $\gamma/\gamma'$ -Misfit and its Correlation with Strain during Creep Deformation of Single-Crystal Nickel-Base Superalloys // *Acta mater* 2000 V 48 P 1981-1994
- 13 Epishin A, Link T, Bruckner U, Portella P D, Evolution of the  $\gamma/\gamma'$ -Microstructure during High Temperature Creep of a Nickel-Base Superalloy // *Acta mater* 2000 V 48 P 4169-4177
- 14 Epishin A, Link T, Brückner U, Portella P D Kinetics of Topological Inversion of the  $\gamma/\gamma'$ -Microstructure during High Temperature Creep of a Nickel-Base Superalloy // *Acta mater* 2001 V 49 P 4017-4023

- 15 Кривко А И, Епишин А И, Светлов И Л, Самойлов А И Упругие свойства монокристаллов никелевых сплавов // Проблемы прочности 1988 № 2 С 68-75
- 16 Дульнев Р А, Светлов И Л, Бычкова Н Г, Рыбина Т В, Суханов Н Н, Гордеева Т А, Доброхвалова Е Н, Епишин А И, Кривко А И, Назарова М П Ориентационная зависимость термической усталости монокристаллов никелевого сплава // Проблемы прочности 1988 № 11 С 3-9
- 17 Кривко А И, Епишин А И, Светлов И Л, Самойлов А И Расчет термических напряжений и термостойкость анизотропных материалов Сообщение 1 // Проблемы прочности 1989 № 2 С 3-9
- 18 Кривко А И, Епишин А И, Светлов И Л и др Расчет термических напряжений и термостойкость анизотропных материалов Сообщение 2 // Проблемы прочности 1989 № 4 С 43-48
- 19 Дроздовский Б А, Епишин А И, Светлов И Л и др Исследование циклической трещиностойкости монокристалльных образцов никелевого сплава // В кн «Проблемы разрушения металлов и фрактография» М МДНТП 1989 С 43-50.
- 20 Авт свид СССР № 1504486 Устройство для измерения поперечных деформаций. Андреев А П., Епишин А И, Иванов Д Е // Бюллетень изобретений 3230 08 1989 (46)
- 21 Епишин А И, Светлов И Л, Брукнер У И др Механизмы высокотемпературной ползучести монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов // Труды международного семинара «Актуальные проблемы прочности» Новгород. НовГУ 1999. С 92-96
- 22 Голубовский Е Р, Светлов И Л, Епишин А И, Хвацкий К К. Механизмы ползучести и анизотропия длительной прочности монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов // Труды международного семинара «Актуальные проблемы прочности» Новгород НовГУ 2000 С 37-44

- 23 Каблов Е Н, Голубовский Е Р, Епишин А И, Светлов И Л Анизотропия характеристик МЦУ и СРТУ литых монокристаллов никелевого жаропрочного сплава ЖС6Ф // Труды V-ой международной конференции «Научно-технические проблемы прогнозирования надежности и долговечности конструкций и методы их решения», С-Петербург СПбГПУ 2003 С 214-221
- 24 Голубовский Е Р, Епишин А И, Светлов И Л, Анизотропия характеристик статической и циклической прочности монокристаллов литого никелевого жаропрочного сплава // Журнал “Вестник двигателестроения” Украина 2004 №2 С 143-147
- 25 Голубовский Е Р, Светлов И Л, Епишин А И Влияние кристаллографической ориентации на прочностные характеристики монокристаллов никелевого жаропрочного сплава // Научные труды МАТИ Вып 8(80) 2005 М ИЦ МАТИ С 22-27
- 26 Алымов М И, Епишин А И, Нольце Г и др Электронно-микроскопическое исследование структуры компакта экструдированного из нанопорошка никеля // Российские нанотехнологии 2007 №3 С 124-129
- 27 Бокштейн Б, Епишин А, Есин В и др Рост и залечивание пор в монокристаллах жаропрочных сплавов на никелевой основе // Журнал функциональных материалов. 2007 Т 1 № 5 С 162-169
- 28 Svetlov I L, Poloskin U N, Toloraja V N, Epishin A I Anisotropy of Physical and Mechanical Properties of Single Crystal Superalloy // Proceedings of the 4<sup>th</sup> Conference “High Temperature Materials for Power Engineering” Kluwer Academic Publ 1990 Appendix
- 29 Svetlov I L, Golovko B A., Epishin A I, Abalakin N P Diffusional Mechanism of  $\gamma^2$ -Phase Particles Coalescence in Single Crystals in Nickel-Base Superalloys // Scripta met and mater 1992 V 26 P 1353-1358
- 30 Brückner U, Epishin A, Nolze G, Schuler W Influence of Nickel-Base Single Crystal Macrostructure on the Results of X-Ray Measurements // Proceedings of the 4<sup>th</sup> European Conference on Residual Stresses France C2S 1996 P 977-980

- 31 Brückner U, Epishin A, Link T, Schuler W Local X-ray Determination of the  $\gamma/\gamma'$ -Lattice Misfit in Single Crystal Nickel-Base Superalloys // Proc of the 5<sup>th</sup> Int Conf on Residual Stresses Sweden Linköping Universitet 1997 P 823-828
- 32 Bruckner U, Epishin A, Nolze G Determination of the Sign of the  $\gamma/\gamma'$ -Misfit in Nickel-Base Superalloys by Use of Spectral Impure Cu(Cr) Radiation // Scripta mater 1997. V 36, N 11 P 1279-1282
- 33 Link T, Epishin A, Brückner U Moiré Fringes for Misfit Measurements at Incoherent  $\gamma/\gamma'$ -Interfaces of Nickel-Base Superalloys // Scripta mater 1998 V 39 N 10 P. 1463-1469
- 34 Bruckner U, Epishin A, Link T, Dressel K The Influence of the Dendritic Structure on the  $\gamma/\gamma'$ -Lattice Misfit in the Single-Crystal Nickel-Base Superalloy CMSX-4 // Mat Sci Eng 1998 V A247 P 23-31.
- 35 Brückner U, Epishin A, Link T, Portella P D. Creep Induced Evolution of Internal Stresses and Structure in a Single Crystal Nickel-Base Superalloy // Proc of the 5<sup>th</sup> European Conf on Residual Stresses Netherlands Trans Tech Publications 1999 P 363-367
- 36 Epishin A, Kablov E, Golubovskiy E et/ al Rupture Lifetime Prediction and Deformation Mechanisms during Creep of Single-Crystal Nickel-Base Superalloys // Proc of the 5<sup>th</sup> IUTAM Symposium on Creep in Structures Japan Nagoya University 2000 P 231-240
- 37 Epishin A, Brückner U, Link T, Portella P D Investigation of Stresses in Superalloys by Analysis of  $\gamma/\gamma'$ -Microstructure, Proc of the 6<sup>th</sup> European Conf on Residual Stresses // Portugal Trans Tech Publications 2002 P 287-292
- 38 Epishin A, Link T, Brückner U, Portella P D Investigation of Porosity in Single-Crystal Nickel-Base Superalloys // Proc of the 7<sup>th</sup> Conf "Materials for Advanced Power Engineering" Belgium Forschungszentrum Julich 2002 P 217-226
- 39 Epishin A, Bruckner U, Portella P D, Link T Influence of Small Rhenium Additions on the Lattice Spacing of Nickel Solid Solution // Scripta mater 2003 V 48 P 455-459

- 40 Kablov E N , Golubovskiy E R , Epishin A I , Svetlov I L Anisotropy of thermal and low cycle fatigue of single-crystal as cast nickel-base superalloy GS6F // Proc. of the 5<sup>th</sup> Int Conf on Low Cycle Fatigue Germany DVM 2003 P 153-158
- 41 Epishin A , Nolze G , Saliwan Neumann R et al Grain selection technique for single crystal casting Investigation by electron back-scatter diffraction // Proc of the 37<sup>th</sup> Symposium on Metallography. Germany Werkstoff-Informationsgesellschaft 2003 P 151-155
- 42 Link T , Epishin A , Gottwald A , Wichmann T Quantitative Analysis of the Structure of Single Crystal Superalloys // Proc of the 37<sup>th</sup> Symposium on Metallography Germany Werkstoff-Informationsgesellschaft 2003 P 251-256
- 43 Epishin A , Link T Mechanisms of high temperature creep of nickel-base superalloys under low applied stress // Phil Mag A 2004 V 84 N 19 P 1979-2000
- 44 Epishin A , Link T Mechanisms of high temperature creep of nickel-base superalloys under low applied stress, International Symposium on Superalloys // Proc of the 10<sup>th</sup> Int Symposium on Superalloys USA TMS 2004 P 137-143
45. Epishin A , Link T , Bruckner U et al Effects of segregation in nickel-base superalloys dendritic stresses // Proc of the 10<sup>th</sup> Int Symposium on Superalloys USA TMS 2004 P 537-543
- 46 Bruckner U., Epishin A , Link T. et al Dendritic stresses in nickel-base superalloys // Proc of the 7<sup>th</sup> Int Conf on Residual Stresses China Trans Tech Publications 2004. P 497-502
- 47 Link T , Epishin A , Klaus M et al  $\langle 100 \rangle$  dislocations in nickel-base superalloys formation and role in creep deformation // Mat Sci Eng 2005 V A 405 P 254-265
- 48 Link T , Zabler S , Epishin A et al Synchrotron X-ray Tomography of Porosity in Single-Crystal Nickel base Superalloys // Mat Sci Eng 2006 V A 425. P. 47-54
- 49 Kohler C., Link T , Epishin A. Dissociation of  $\alpha\langle 100 \rangle$  edge superdislocations in the  $\gamma'$ -phase of nickel-base superalloys // Phil Mag A 2006 V 86 P 5103-5121
- 50 Epishin A , Link T , Bruckner U Microstructural stability of CMSX-4 and CMSX-10 under high temperature creep conditions // Proc of the 8<sup>th</sup> Conf "Materi-

- als for Advanced Power Engineering” Belgium Forschungszentrum Julich 2006 P 507-520
- 51 Epishin A , Link T , Bruckner U , Klingelhoffer H , Portella P D The effect of high temperature creep damage on low cycle fatigue of CMSX-4 // Proc of the 8<sup>th</sup> Conf “Materials for Advanced Power Engineering” Belgium Forschungszentrum Julich 2006. P 317-325
- 52 Link T , Zabler S , Haibel A , Epishin A X-ray tomography for porosity analysis in single crystal nickel-base superalloys // Proc of the 8<sup>th</sup> Conf “Materials for Advanced Power Engineering” Belgium Forschungszentrum Julich 2006 P 521-531
- 53 Nazmy M , Epishin A , Link T., Staubli M Degradation in Single Crystal Nickel - Base Superalloys –A Review // Proc of the 8<sup>th</sup> Conf. “Materials for Advanced Power Engineering” Belgium. Forschungszentrum Julich 2006 P 205-216
- 54 Fedelich B , Kunecke G , Epishin A Modelling of rafting and its influence in Ni-base superalloys // Proc of the 8<sup>th</sup> Conf “Materials for Advanced Power Engineering” Belgium, Forschungszentrum Julich 2006 P 475-484
- 55 Nazmy M , Epishin A , Link T , Staubli M A Review of degradation in single crystal nickel based superalloys // Energy Materials 2006 V 1 No 4 P 263-268
- 56 Светлов И Л , Епишин А И , Кривко и др Ориентационная зависимость коэффициента Пуассона никелевого сплава с монокристалльной структурой // Тезисы всесоюзной конф «Получение, структура, свойства и применение высокочистых и монокристаллических тугоплавких и редких металлов» М ИНФОРМЭЛЕКТРО 1987
- 57 Головкин Б А , Епишин А И , Морозова С Г Применение метода микрорентгеноспектрального анализа фольг и анализа изображений в исследовании никелевых сплавов // Тезисы всесоюзной конф «Новые жаропрочные и жаростойкие материалы» Ч 1 М РТИ ЦНИИТЭИ 1989 С 37
- 58 Толораия В Н , Светлов И Л , Кривко А И , Епишин А И Анизотропия физических и механических свойств монокристаллов никелевых жаропрочных

сплавов // Тезисы всесоюзной конф «Новые жаропрочные и жаростойкие материалы» Ч 1 М РТП ЦНИИИТЭИ 1989 С 67-68

59 Светлов И Л, Епишин А И, Костина И В, Головкин Б А Анизотропная коагуляция  $\gamma'$ -фазы в никелевых монокристаллических жаропрочных сплавах при 3-хосном напряженном состоянии // Тезисы всесоюзной конф «Новые жаропрочные и жаростойкие материалы». Ч 1 М РТП ЦНИИИТЭИ 1989 С 71-72

60 Епишин А. И, Абалакин Н П Применение ЭВМ для определения среднего атомного номера при использовании режима отраженных электронов // Тезисы XIV всесоюзной конф по электронной микроскопии М ИКАН 1990

*Епишин*

Подписано в печать 05 06 2007 г  
Исполнено 06 06 2007  
Печать трафаретная

Заказ № 558  
Тираж 100 экз

Типография «11-й ФОРМАТ»  
ИНН 7726330900  
115230, Москва, Варшавское ш , 36  
(495) 975-78-56  
[www.autoreferat.ru](http://www.autoreferat.ru)