

# НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ ХЛАДНОЛОМКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ С ОЦК КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКОЙ И ДЕГРАДАЦИИ ИХ СТРУКТУРЫ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ В УСЛОВИЯХ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУР

Панин В.Е.<sup>1,3</sup>, Деревягина Л.С.<sup>1</sup>, Сыромятникова А.С.<sup>2</sup>, Сурикова Н.С.<sup>1</sup>, Почивалов Ю.И.<sup>1</sup>, Овечкин Б.Б.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

<sup>2</sup>*Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Якутск, Республика Саха (Якутия)*

<sup>3</sup>*Национальный Исследовательский Томский Политехнический Университет, Томск, Россия*

*paninve@ispms.tsc.ru*

## 1. Актуальные проблемы хладноломкости

Общепринято, что металлические материалы с ОЦК структурой проявляют эффект хладноломкости, а в ГЦК материалах такого эффекта нет. Этот вопрос в проблеме хрупкого разрушения ОЦК тугоплавких металлов VIA группы подробно освещен в [1]. Однозначного ответа на данный вопрос авторы [1] не дают.

Хладноломкость ОЦК сталей широко исследована в литературе. Но физическая природа данного явления до сих пор остается дискуссионной и не имеет однозначного ответа. Особый интерес вызывают низкотемпературные процессы деградации структуры конструкционных сталей и их сварных соединений, которые вызывают их хрупкое разрушение [2-7]. Традиционно данная проблема связывается со спецификой ОЦК кристаллической структуры сталей. Однако природа этой специфики остается неясной.

В работах [8-10] развивается принципиально новая концепция, согласно которой фундаментальную роль в пластичности и разрушении твердых тел играет локальная кривизна кристаллической структуры и возникновение наномасштабных межузельных бифуркационных вакансий [НМБВ] в зонах локальной кривизны. Данная концепция позволяет не только объяснить механизм низкотемпературной деградации структурно-фазового состава ОЦК сталей, но и управлять их хладноломкостью, снижая температуру вязко-хрупкого перехода в область  $T < -80^{\circ}\text{C}$ . Решение проблемы хладноломкости актуально для широкого перечня конструкций: магистральные нефте- и газопроводы, детали бурового и нефтегазопромыслового оборудования, автотранспорт и др. Настоящая статья написана по итогам выполнения проекта «Наноструктурирование и модификация поверхностных слоев ответственных узлов машин, механизмов и сварных соединений с целью повышения их хладностойкости и коррозионной стойкости» Программы фундаментальных исследований Президиума РАН «Поисковые фундаментальные научные исследования в интересах развития Арктической зоны Российской Федерации».

## 2. Исследование деградации структурно-фазового состава и механических свойств трубных сталей после длительной эксплуатации в составе магистрального газопровода в условиях Крайнего Севера

Системное комплексное исследование динамики структурно-фазового состояния и механических свойств трубных сталей магистральных трубопроводов, построенных более 30 лет назад в Якутии, позволило получить важную информацию. Очень малая растворимость углерода в железе обуславливает образование в малоуглеродистых ОЦК сталях карбидов и перлитных колоний. Ферритные зерна и их границы, свободные от выделений углерода, в исходной стали формируют хаотическое распределение

дислокаций, скалярная плотность которых составляет  $\sim 10^9$  см<sup>-2</sup>, рис. 1,а. После длительной эксплуатации плотность дислокаций уменьшается на порядок и они формируют грубую сетчатую мезосубструктуру, рис. 1,б.

Это очень негативное явление, поскольку при длительной эксплуатации трубной стали в ней происходит одновременное измельчение перлита и его распределение вдоль границ ферритных зерен, рис. 2, а также образование крупных карбидов в зернах феррита, рис. 3. Это свидетельствует о том, что растворение цементита в перлитных колониях должно сопровождаться выделением мелких карбидов на границах ферритных зерен и стенках грубой дислокационной мезосубструктуры. В итоге формируется жесткая многоуровневая иерархически организованная структура, которая резко снижает интенсивность потоков структурных трансформаций в границах зерен и возможности генерации ими свободных дислокаций в зерна феррита, необходимых для пластичности твердого тела [8]. Это обуславливает низкотемпературную хрупкость малоуглеродистых сталей с ОЦК структурой. Рассмотрим мезомеханику генерации дислокаций в деформируемом твердом теле.

### **3. Фундаментальная роль кривизны кристаллической структуры в многоуровневом механизме генерации дислокаций в деформируемом поликристалле [9,10]**

Полвека существования теории дислокаций не дало ответа на механизм их генерации, поскольку в трансляционно инвариантном кристалле создать дислокацию энергетически невозможно. В работах [9,10] сформулирована новая концепция, согласно которой все деформационные дефекты в твердых телах являются солитонами кривизны кристаллической решетки различного масштабного уровня. Без учета кривизны кристаллической структуры генерация дислокаций невозможна. В рамках данного проекта разработана многоуровневая модель генерации дислокаций, в которой кривизна кристаллической структуры играет определяющую роль.

На рис. 4 показан фрагмент кривизны кристаллической решетки, в которой возникают наномасштабные межузельные бифуркационные вакансии (НМБВ). Они являются атермическими и возникают в междоузлиях зон кривизны кристаллической решетки при любых температурах деформации. Их строгая математическая теория разработана в [11] для одномерной цепочки атомов. В зонах кривизны кристаллической решетки образование НМБВ происходит более наглядно, рис. 4. Сближение ионов А и В в зоне кривизны обуславливает локальное возрастание плотности положительного заряда в кристалле. Оно должно быть экранировано электронным газом из межузельного пространства ближайших атомов. Уменьшение плотности электронного газа в междоузлиях ионных пар С-Д, Е-Ф, G-Н вызывает возрастание их межионного расстояния и возникновение в межузельном пространстве бифуркационных состояний в виде НМБВ. Именно этот механизм позволяет генерировать дислокации в кристалле в рамках многоуровневой модели.

Согласно [12] первичные потоки структурных трансформаций в нагруженном твердом теле развиваются в его планарной подсистеме (поверхностные слои и все внутренние границы раздела), которая не имеет трансляционной инвариантности. Модель генерации дислокации на интерфейсе «граница зерна – 3D-кристалл» представлена на рис. 5. Распределение нормальных и касательных напряжений на границе зерна характеризуется синусоидальным законом [13,14]. В зонах растягивающих нормальных напряжений а,б,с,д возникают кластеры положительных ионов волнового потока. Связанная с ними увеличенная плотность положительного заряда экранируется электронным газом из приграничной зоны зерна 2, как это показано на рис. 4. Возникающие при этом НМБВ в 3D-приграничной зоне зерна 2 обеспечивают переход в них ионов кластеров 2D-границы зерна, образуя ядра дислокаций. Зернограничные

волновые потоки ионов под действием внешнего напряжения  $\tau$  восстанавливают кластеры ионов, создавая возможность генерации в зерно 2 плоских скоплений дислокаций по механизму «лазерной накачки». Эксперимент подтверждает данную модель генерации плоских скоплений дислокаций, рис. 6, 7.

На рис. 6, полученном в просвечивающем электронном микроскопе, потоки структурных трансформаций развиваются в границе АВ двух зерен поликристалла  $\text{Cu}+8\%\text{Ge}$ , который находится вблизи границы растворимости Ge и Cu. Низкая сдвиговая устойчивость данного сплава (его энергия дефекта упаковки близка к нулю) обуславливает сильное расширение границы зерен АВ и ее локальную модуляцию в зонах генерации большой плотности дислокаций.

На рис. 7 периодическая островковая структура экструдированного материала в границе двух зерен 1 и 2 выявлена световой микроскопией. Циклическим знакопеременным изгибом нагружался двухслойный композит А999/А7 высокочистого А999 и технического А7 алюминия. Пластическая деформация алюминия А999 на упругодеформированной подложке из технического алюминия убедительно показывает периодическое формирование зон избыточного материала алюминия А999, который экструдируется из поверхностного слоя, рис. 7.а, одновременно генерируя микротрещины в окисной пленке алюминия, рис. 7.б. Если зернограничные потоки не способны создавать зоны локальной кривизны в прилегающих зонах 3D-кристаллов, где генерируются дислокации, материал будет хрупко разрушаться.

Приведенная на рис. 1-3 жестко закрепленная мезоструктура, сформированная при длительной эксплуатации магистральных трубопроводов, не способна генерировать дислокации. Поэтому в таких материалах возникает низкотемпературная хрупкость.

#### **4. Механизмы структурно-фазовых трансформаций в трубных сталях при низких температурах**

Возникающие в зонах локальной кривизны кристаллической решетки наномасштабные межузельные атермические вакансии способны объяснить все структурно-фазовые трансформации в конструкционных материалах при низких температурах, когда концентрация тепловых вакансий и связанная с ними диффузионная подвижность в материале очень малы.

В малоуглеродистых трубных сталях углерод связан пластинами цементита в перлитных колониях. В границах зерен феррита развиваются потоки структурных трансформаций, которые генерируют дислокации в феррите и обеспечивают высокую пластичность стали. При низких температурах деформации, когда пластичность цементита очень низка, деформируемые пластины феррита в перлитных колониях создают сильную модуляцию нормальных напряжений на их границах раздела. В зонах локальной кривизны на границах феррита и цементита возникают межузельные вакансии НМБВ, которые локально растворяют цементит и измельчают его. Углерод растворяется в границах зерен и субзерен феррита, а также в стенках грубой дислокационной мезосубструктуры, рис. 1, б. Это обуславливает низкотемпературную хрупкость трубной стали. Возникновение микротрещин в такой структуре также связано с большой концентрацией межузельных вакансий НМБВ, коалесценция которых образует несплошности материала. В вершинах микротрещин также возникает локальная кривизна и развиваются экстинкционные изгибные контуры, которые расходятся в объем ферритных зерен. Это иллюстрирует важную роль локальной кривизны кристаллической структуры и распределения углерода при низкотемпературной деформации стали в развитии низкотемпературного хрупкого разрушения.

Особое внимание заслуживает циклический характер изменения давления в трубопроводах в условиях их длительной эксплуатации. Именно это обстоятельство

вызывает развитие зон локальной кривизны и возникновение в них атермических вакансий НМБВ на внутренних поверхностях трубопроводов, где происходит деградация внутренней структуры материала. Это заключение было подтверждено специальным экспериментом с циклическим нагружением образцов технического титана с наводороженным поверхностным слоем.

Титан имеет очень низкую энергию дефекта упаковки  $\gamma = 10 \text{ мДж/м}^2$  вследствие полиморфного превращения ГПУ $\leftrightarrow$ ОЦК. Наводороживание его поверхностных слоев еще более снижает их сдвиговую устойчивость. При циклическом знакопеременном изгибе таких образцов при комнатной температуре наводороженные поверхностные слои испытывают сильную пластическую деформацию при сопряжении с упруго нагруженным объемом образца. Это обуславливает сильно выраженную кривизну поверхностного слоя, в зонах которой развивается микропористость вследствие коалесценции межузельных атермических вакансий. Завершается такой процесс развитием трещины, которая распространяется в зоне пористого материала как его структурно-фазовый распад.

Иллюстрация такого процесса представлена на рис. 8 [15], где развивается трещина LM в зоне усталостного разрушения.

Крупное зерно O наводороженного поверхностного слоя образца титана испытывает поворот против часовой стрелки, вызванный раскрытием магистральной усталостной трещины ЕКF. На границе LMN зерна O на первой стадии развивается микропористость. На более поздних стадиях циклического нагружения вдоль микропористой структуры распространяется трещина LM. Встречная трещина KN генерирована магистральной трещиной усталостного разрушения ЕКF. На участке MN встречные напряжения от трещин LM и KN обуславливают экструзию материала и уменьшают его кривизну. На этом участке пористость сохраняется, но трещины не распространяются. Это свидетельствует о том, что для распространения трещины очень важна степень термодинамической неравновесности зоны локальной кривизны.

На кривой зависимости термодинамического потенциала Гиббса  $F(v)$  от молярного объема  $v$ , рис. 9, состояние зоны сильной кривизны соответствует области C, где наблюдается двухфазное сосуществование кристаллического материала с  $F(v_4) < 0$  и пор с  $F(v_5) > 0$ . При дальнейшем увеличении локальной кривизны, когда формируется условие  $v > v_5$ , происходит структурно-фазовый распад кристаллической структуры, и в зоне кривизны распространяется трещина. Таким образом, изменяя молярный объем  $v$  в вершине трещины, можно управлять ее распространением.

Достоверность такого заключения представлена на рис. 10. Трещина АВ распространяется в направлении тройного стыка зерен в алюминиевой пластине, наклеенной на титановую подложку. При знакопеременном изгибе поворотные моды зерен 1 и 2, связанные с раскрытием трещины АВ, генерируют встречное поле от тройного стыка зерен, которое вызывает сильную локальную пластическую деформацию в зоне перед вершиной трещины АВ. Концентратор напряжений, который обеспечивал распространение трещины АВ, релаксирует, и трещина останавливается. В зоне C поле тройного стыка зерен зарождает новую несплошность материала, но трещина АВ не развивается в магистральную. Это очень важный результат для решения проблемы управления трещиностойкостью, так как релаксировать концентраторы напряжений в вершинах трещин можно различными способами.

Очень эффективным способом повышения трещиностойкости материала и увеличения его усталостной долговечности является создание в его поверхностных слоях вихревой субструктуры на микромасштабном уровне [16]. Такая субструктура создается ударным ультразвуком. В условиях сильной кривизны кристаллической решетки концентрация межузельных атермических вакансий возрастает на 8-11 порядков. Высокая

релаксационная способность однородной вихревой субструктуры с аномально высокой концентрацией межузельных атермических вакансий эффективно задерживает зарождение трещин. Это обеспечивает ее высокую трещиностойкость.

На рис. 11 [16] представлены профили лицевых поверхностей разрушенных образцов технического титана вблизи магистральной усталостной трещины. На поверхности исходного образца титана вблизи усталостной трещины MN развивается интенсивная аккомодационная пластическая деформация, рис. 11,*a*. На поверхности образца, обработанной ультразвуком, вблизи усталостной трещины нет видимых следов аккомодационной пластической деформации, рис. 11,*b*. Усталостная долговечность образцов в результате обработки поверхности ударным ультразвуком повышается в четыре раза. Ударная обработка ультразвуком сварных соединений конструкционных материалов позволяет увеличить их усталостную долговечность в 5-10 раз [17].

Эта закономерность полностью подтверждается и для трубных сталей. Так, при наноструктурировании поверхностных слоев образцов трубной стали 09Г2С ударной обработкой ультразвуком усталостная долговечность стали возрастает в 3,5 раза. Подобный эффект наблюдается и при ударной ультразвуковой обработке сварных соединений данной стали. Планируется такую обработку внедрить в полевых условиях, что в несколько раз повысит надежность и ресурс работы магистральных нефте- и газопроводов в условиях Арктической зоны.

#### **5. Влияние тепловой прокатки и низкотемпературного отжига низколегированных ОЦК сталей на повышение их пластичности**

В последние годы интенсивно исследуется влияние всестороннейковки и теплой прокатки трубных сталей на их прочность и пластичность [18.19]. Всесторонняяковка прочность повышает, но сильно снижает пластичность стали. Теплая прокатка повышает прочность трубных сталей при сохранении достаточно высокой пластичности. Данный вопрос подробно исследован в настоящем проекте в рамках роли кривизны кристаллической структуры и межузельных вакансий НМБВ.

Всесторонняяковка разрушает перлитные колонии, но вызывает образование и отрицательное распределение карбидов на границах зерен, которое блокирует развитие процессов в границах ферритных зерен. Теплая прокатка также разрушает перлитные колонии, но формирует продольную структуру, в которой сохраняются продольные зоны феррита без выделений карбидных включений, рис. 12. Это обеспечивает несколько более низкую прочность стали, но сохраняет достаточно высокую ее пластичность.

Представленная на рис. 12 продольная структура соответствует композиционному материалу, в котором мягкая ферритная матрица армирована продольными «волоконками», упрочненными мелкой зеренно-субзеренной структурой и выделениями карбидной фазы. Таким образом, сохранение ферритной фазы без карбидных выделений является необходимым условием исключения низкотемпературной хрупкости трубных сталей. Это заключение хорошо согласуется с концепцией авторов о механизме генерации дислокаций, необходимых для пластичности деформируемого твердого тела.

Для оценки температурной зависимости вязкости разрушения трубной стали 12ГБА в различном структурно-фазовом состоянии были проведены ударные испытания образцов стали на копре с инструментированным бойком. Приведенные на рис. 13 результаты показывают, что всесторонняяковка + отжиг при 500°C, а также теплая прокатка снижают температуру вязко-хрупкого перехода крупнозернистой стали до температуры ~ -80°C. При этом наиболее высокая ударная вязкость наблюдается у стали, подвергнутой теплой прокатке. Также важно, что отжиг при T=500°C стали, подвергнутой всестороннейковке при T=20°C, дополнительно снижает температуру

вязко-хрупкого перехода. Это означает, что возникающие при всесторонней ковке межузельные вакансии НМБВ в ходе отжига при  $500^{\circ}\text{C}$  дополнительно перераспределяют углерод, увеличивая пластичность ферритных зерен. Этот фактор следует учитывать при оценке влияния структурно-фазового состояния стали на ее низкотемпературную хрупкость.

В связи с этим низкотемпературная зависимость пластичности стали 12ГБА после теплой прокатки была исследована при одноосном растяжении образцов со скоростью  $V=0,1$  мм/мин. В этих условиях пластичность образцов, подвергнутых теплой прокатке, в интервале температур  $[+20\div-80]^{\circ}\text{C}$  проявила возрастание до  $\delta=22\%$ , а при  $T=-196^{\circ}\text{C}$  пластичность сохранилась до  $\delta=12,5\%$ , рис. 14. Это свидетельствует о высокой эффективности структуры образцов, представленной на рис. 12. В то же время, такая структура имеет резерв повышения пластичности при низкотемпературной деформации  $-80^{\circ}\text{C}$ .

#### **6. Структурные механизмы низкотемпературной деформации стали 12ГБА, подвергнутой теплой прокатке**

Продольная полосовая структура, созданная при теплой прокатке, при растяжении в условиях  $20^{\circ}\text{C}$  формирует в ферритных зернах большую плотность дислокаций  $\rho\sim 8\cdot 10^{10}\text{см}^{-2}$ , рис. 15. Удлинение образцов при растяжении составляет  $\delta\sim 18\%$ . При  $T=-80^{\circ}\text{C}$  плотность дислокаций в зернах феррита снижается, но резко возрастает формирование в зернах феррита субзеренной структуры, рис. 16. Это означает, что модуляция границ зерен становится более длинноволновой при развитии потоков зернограницной трансформации. Субзеренная структура феррита с малоугловыми разориентировками обеспечивает удлинение образца при растяжении до  $\delta\sim 22\%$ . Наконец, при  $T=-196^{\circ}\text{C}$  на границах зерен феррита возникают полосы выделенных карбидных частиц, рис. 17. Это блокирует потоки зернограницных трансформаций, что затрудняет генерацию в зернах феррита дислокаций и формирование субзерен. Удлинение образцов при растяжении снижается до  $\delta=12,5\%$ .

Подчеркнем еще раз, что наличие межузельных вакансий НМБВ в зонах кривизны кристаллической решетки проявляется и при  $-196^{\circ}\text{C}$ . Это обуславливает кинетические процессы перераспределения углерода в приграничных зонах зерен феррита при активном растяжении. При ударном нагружении межузельные вакансии НМБВ формируют трещины и обуславливают хрупкое разрушение.

#### **7. Заключение**

- Проведено комплексное исследование деградации структурно-фазового состояния трубной стали 09Г2С из магистрального газопровода Якутии после длительной (более 30 лет) эксплуатации. Вскрыты важные закономерности разрушения перлитных колоний с выделением карбидов в зернах феррита.
- Показано, что низкотемпературные кинетические процессы в магистральных трубопроводах, обуславливающие деградацию их структуры и свойств, связаны с межузельными атермическими вакансиями в зонах локальной кривизны кристаллической решетки. Это принципиально новый механизм, который ранее не был известен.
- Теплая прокатка трубных сталей создает в них продольную полосовую структуру, в которой чередуются полосы исходных ферритных зерен и полосы мелких зерен с карбидными выделениями (измельченный перлит). Такая структура позволяет сместить температуру вязко-хрупкого перехода до  $-80^{\circ}\text{C}$  и обеспечить при этой температуре пластичность  $\delta=22\%$ .
- Создание в поверхностных слоях трубной стали наноструктурированной вихревой структуры с развитой кривизной повышает их усталостную долговечность в 3,5 раза.

Этот эффект требует подробного исследования в сварных соединениях трубных сталей в условиях низкотемпературной деформации. Данная технология будет отрабатываться в производственных условиях Якутии в последующие годы.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта программы президиума РАН «Поисковые фундаментальные научные исследования в интересах развития Арктической зоны Российской Федерации».

## Литература

1. В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, С.А. Фирсов. Физические основы прочности тугоплавких материалов. *Киев: Наукова Думка*, 1975.
2. А.Г. Гумеров, Р.С. Зайнуллин, К.М. Ямалеев, А.В. Росляков. Старение труб нефтепроводов. *Москва: Недра*, 1995.
3. А.М. Большаков, Н.И. Голиков, А.С. Сыромятникова и др. *Газовая промышленность*, 2007, №7, 89–91.
4. Н.П. Лякишев, М.М. Кантор, В.Н. Воронин и др. *Металлы*, 2005, №1, 3–16.
5. Н.В. Чухарева, Т.В. Тихонов, С.А. Миронов. *Нефтегазовое дело*, 2011, №3, 231–243.
6. О.И. Слепцов, А.В. Лыглаев, А.М. Большаков, С.А. Синцов. *Дефектоскопия*, 2008, №6, 31–41.
7. А.С. Сыромятникова. *Физ. мезомех.*, 2014, **17**, №2, 85–91.
8. V.E. Panin, V.E. Egorushkin. *Phys. Mesomechanics of Multilevel system 2014: AIP Conf. Proc.*, 2014, **1623**, 457–478.
9. V.E. Panin, V.E. Egorushkin. *Phys. Mesomechanics*, 2013, **16**, 267–286.
10. В.Е. Панин, А.В. Панин, Т.Ф. Елсукова, Ю.Ф. Попкова. *Физ. мезомех.*, 2014, **17**, 7–18.
11. M.A. Guzev, A.A. Dmitriev. *Phys. Mesomechanics*, 2013, **16**, №4, 287–293.
12. V.E. Panin, V.E. Egorushkin, T.F. Elsukova. *Phys. Mesomech.*, 2013, **16**, 1–8.
13. G.P. Cherepanov. *J. Appl. Phys.*, 1995, **78**, 6826–6832.
14. В.Е. Панин. *Физ. мезомех.*, 2003, **3**, №6, 5–36.
15. В.Е. Панин, Т.Ф. Елсукова, Ю.Ф. Попкова. *Доклады РАН*, 2013, **453**, 155–158.
16. В.Е. Панин, Т.Ф. Елсукова, Ю.Ф. Попкова и др. *Физ. мезомех*, 2014, **17**, 5–12.
17. В.Е. Панин, В.П. Сергеев, А.В. Панин, Ю.И. Почивалов. *ФММ*, 2007, **104**, 650–660.
18. И.М. Сафаров, А.В. Корзников, С.Н. Сергеев, С.В. Гладковский, Е.М. Бородин. *ФММ*, 2012, **113**, 1055–1060.
19. Т.И. Табачникова, В.М. Счастливец, И.Л. Яковлева и др. *Тезисы докладов 54 международной конференции «Актуальные проблемы прочности»*, Екатеринбург, 2013, 7.

Подписи к рисункам статьи Панина В.Е., Деревягиной Л.С. и др. «НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ ХЛАДНОЛОМКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ С ОЦК КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКОЙ И ДЕГРАДАЦИИ ИХ СТРУКТУРЫ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ В УСЛОВИЯХ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУР»

Рис.1. Дислокационная структура зерен феррита металла труб из аварийного запаса (а) и после длительной эксплуатации (б).

Рис. 2. Структура перлитных колоний металла трубы из аварийного запаса (а) и после длительной эксплуатации (б).

Рис. 3. Карбидные образования в свободном феррите металла трубы после длительной эксплуатации.

Рис. 4. Генерация наномасштабных межузельных атермических вакансий в зонах локальной кривизны кристаллической решетки.

Рис. 5. Многоуровневая модель генерации дислокаций в 3D-зерне поликристалла потоком структурных трансформаций в границе зерна *A-B* механизмом «лазерной накачки».

Рис. 6. Генерация плоских скоплений дислокаций в поликристалле  $\text{Cu}+8\%\text{Ge}$  при растяжении,  $T=293\text{K}$ .

Рис. 7. Периодическая островковая экструзия материала в приграничной зоне АВ зерна 1 (а) и генерация микротрещин в поверхностном слое алюминиевой фольги А999 (б) при знакопеременном изгибе двухслойного композита А999/А7.

Рис. 8. Возникновение микропористости и развитие трещины LM в зоне локальной кривизны поверхностного слоя зерна О при его повороте против часовой стрелки в окрестности магистральной трещины усталостного разрушения ЕKF; технический титан с наводороженным поверхностным слоем; знакопеременный изгиб,  $N=10^5$  циклов, *New View* [15].

Рис. 9. Зависимость термодинамического потенциала Гиббса  $F(v)$  от молярного объема  $v$  с учетом локальных зон гидростатического растяжения различного масштаба, в которых возникают дефектные структуры. Области различных состояний: А – гидростатическое сжатие; В – мезосубструктуры различных масштабов;  $B_1$  – наноразмерные структуры; С – наноструктурные состояния; D – возникновение пористости и разрушения.

Рис. 10. Блокирование магистральной усталостной трещины АВ в алюминиевой фольге А999 встречным сдвигом, генерированным полем напряжений тройного стыка зерен С; знакопеременный изгиб двухслойный композит А999/ $\alpha$ -Ti;  $N=2,5 \cdot 10^4$  циклов, *New View*

Рис. 11. Вид лицевой поверхности плоских образцов технического Ti в окрестности

магистральной усталостной трещины  $MN$ : равновесное исходное состояние образца (а), наноструктурирование поверхностного слоя исходного образца ударной ультразвуковой обработкой; знакопеременный изгиб, *New View* [16].

Рис. 12. Продольная структура полос ферритных зерен и мелкозернистых полос с карбидными включениями.

Рис. 13. Температурная зависимость ударной вязкости KCV стали 12ГБА: 1 – крупное зерно; 2 – после всесторонней ковки; 3 – после всесторонней ковки и отжига при  $550^{\circ}\text{C}$ ; 4 – после теплой прокатки.

Рис. 14. Температурная зависимость удлинения при деформации до разрушения стали 12ГБА: 1 – крупнозернистое состояние; 2 – состояние после теплой прокатки.

Рис. 15. Малоугловая субструктура в зерне феррита.

Рис. 16. а – Субзеренная структура феррита с малоугловыми разориентировками, светлое поле; б – темнопольное изображение в совместном рефлексе  $\bar{1}\bar{1}0$  от двух зерен.

Рис. 17. Полосы карбидных частиц на границе зерна феррита в стали 12ГБА после теплой прокатки и растяжения при  $T = -196^{\circ}\text{C}$ , темные поля в совместном рефлексе  $\bar{1}\bar{1}0$  феррита и цементита.

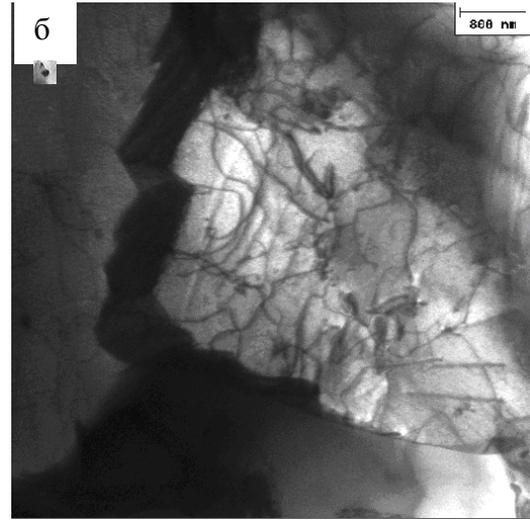
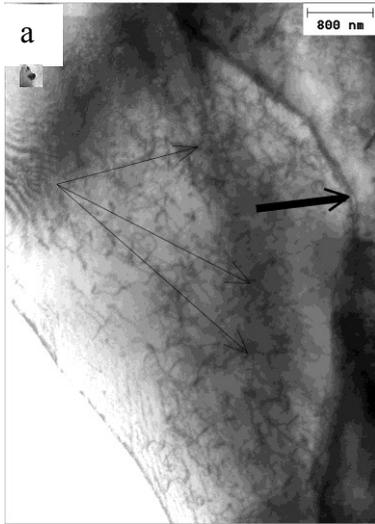


Рис. 1.

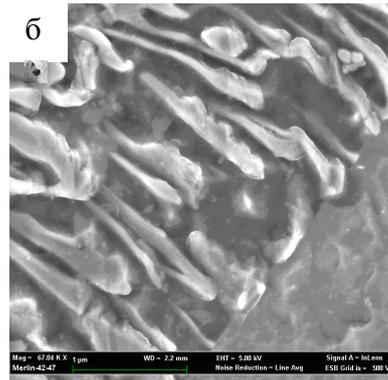
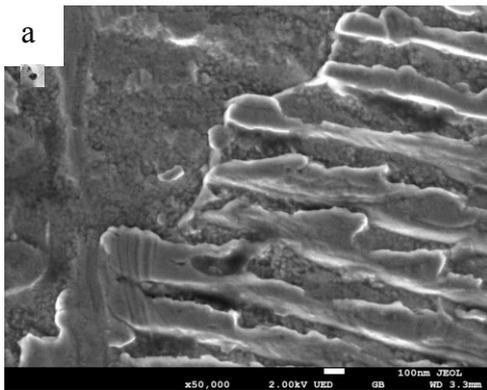


Рис. 2.

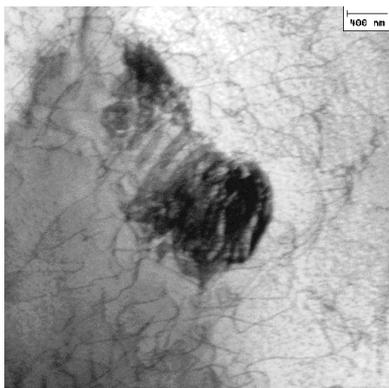


Рис. 3.

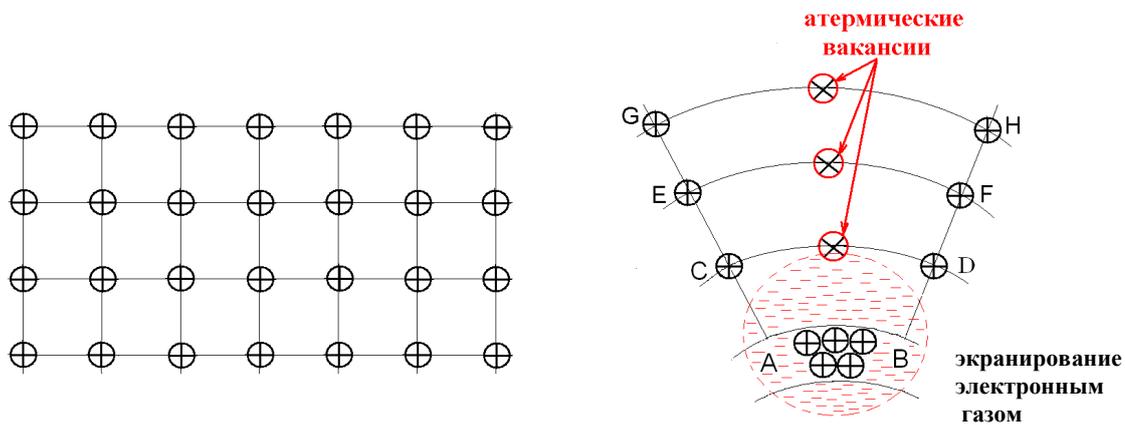


Рис. 4.

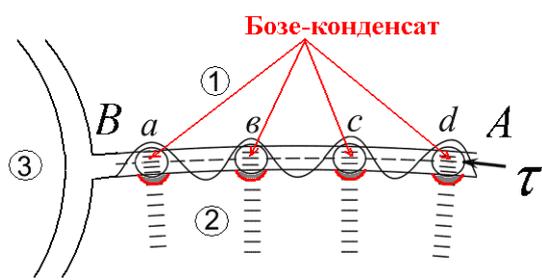


Рис. 5.

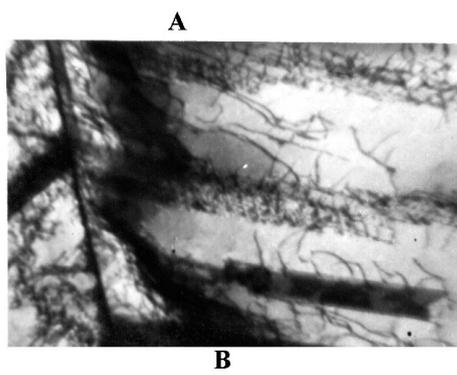


Рис. 6.

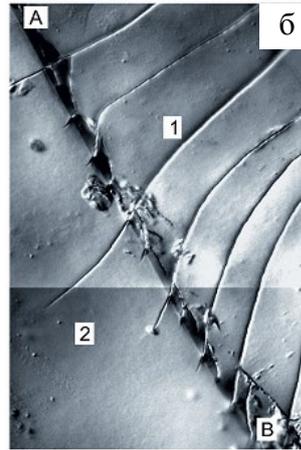
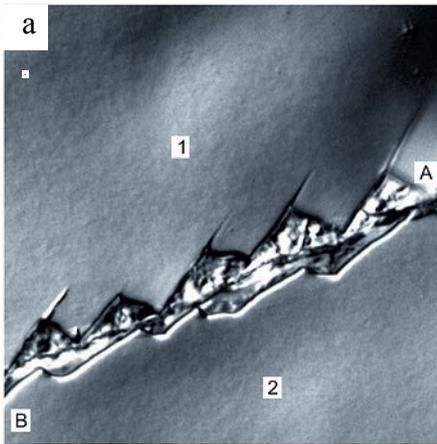


Рис. 7.

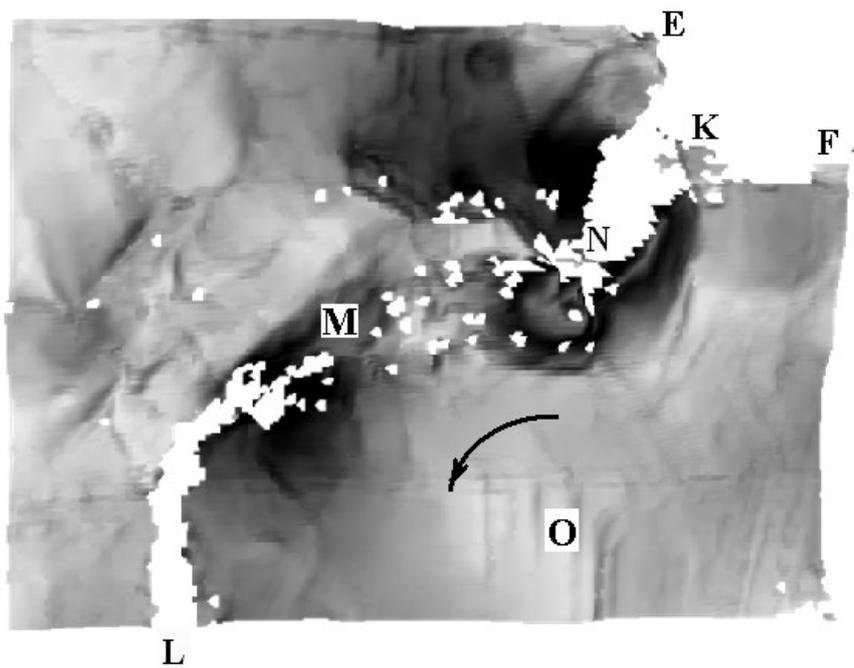


Рис. 8.

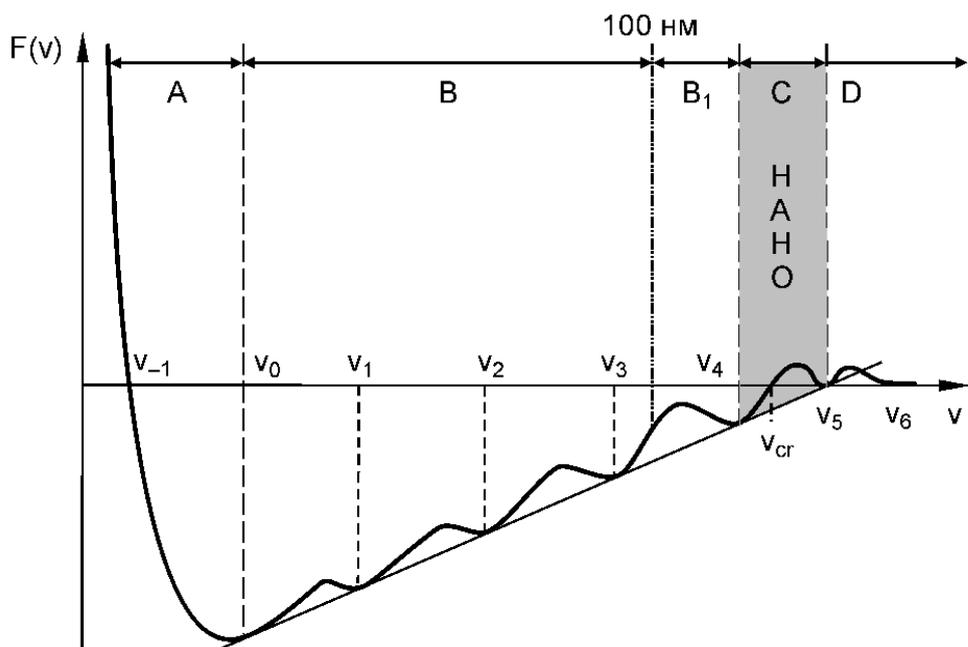


Рис. 9.

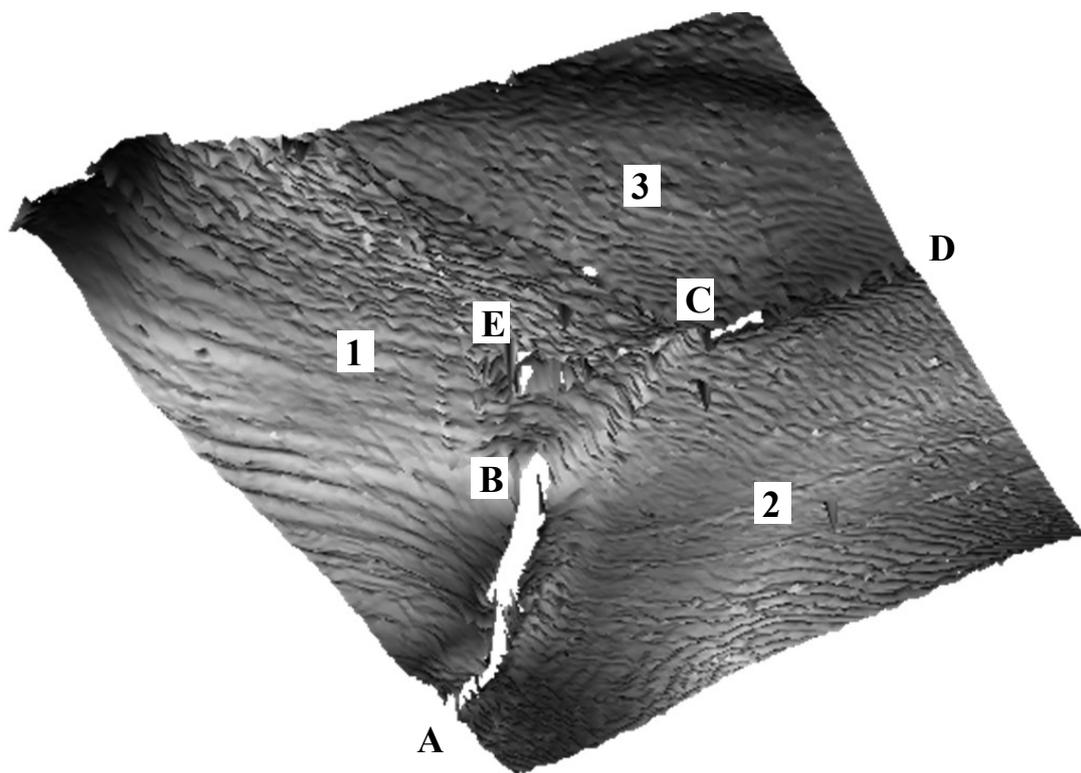


Рис. 10.

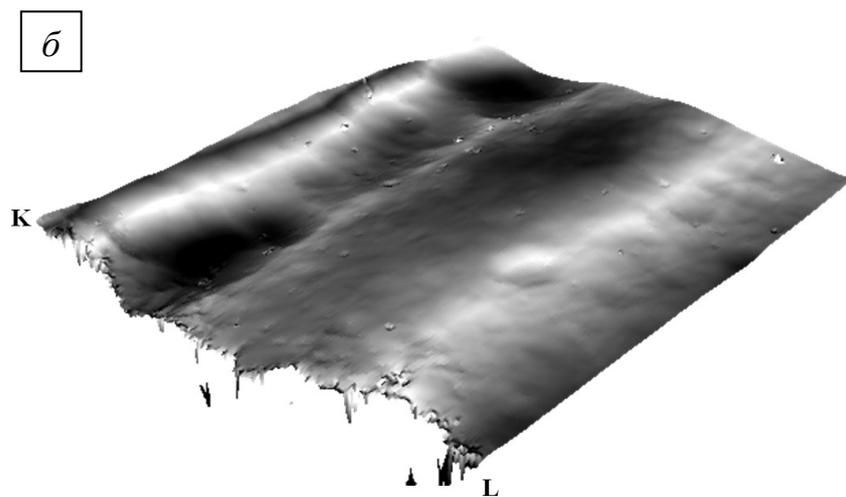
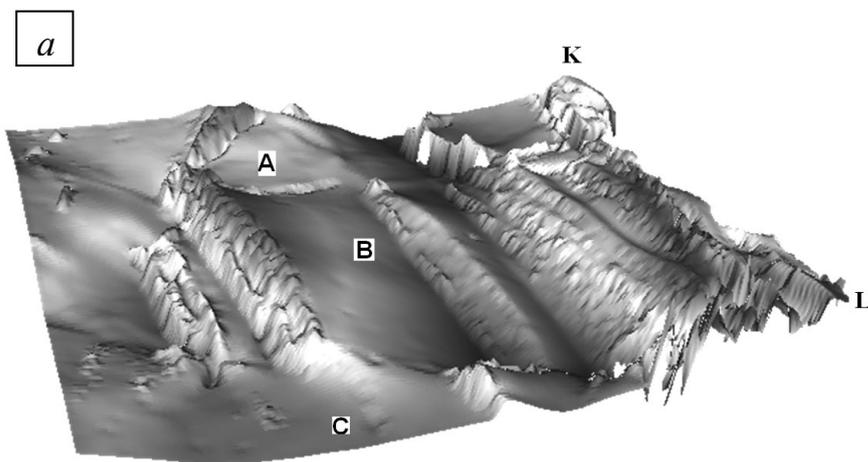


Рис. 11.

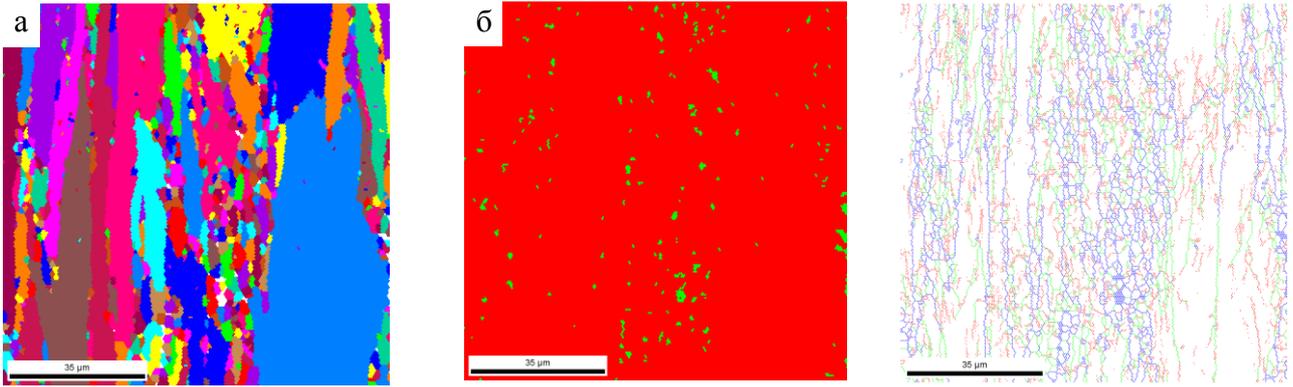


Рис. 12.

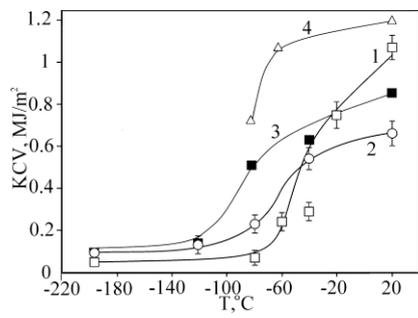


Рис. 13.

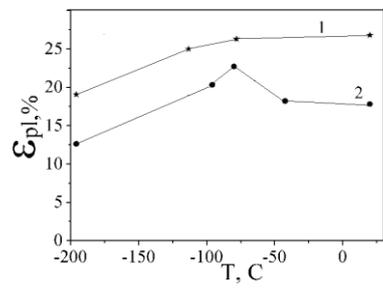


Рис. 14.

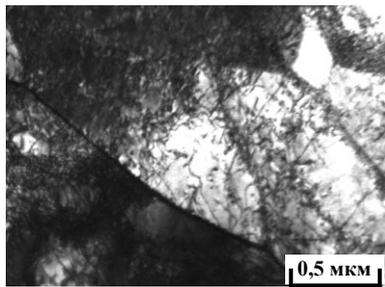


Рис. 15.

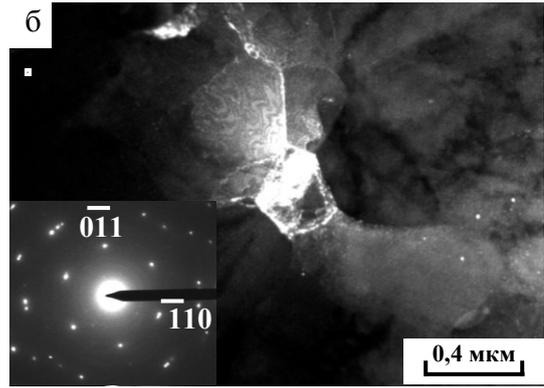
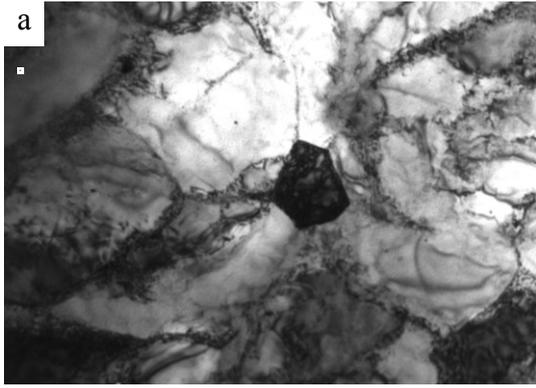


Рис. 16.

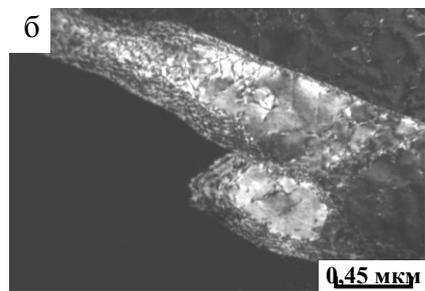
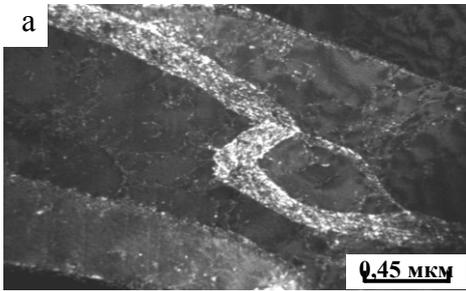


Рис. 17.