

Акционерное общество «Национальная компания «Казахстан инжиниринг»

ТОВАРИЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ
«RESEARCH&DEVELOPMENT ЦЕНТР «КАЗАХСТАН ИНЖИНИРИНГ»
(ТОО «R&D ЦЕНТР «КИ»)

Экз. № ____

БЕРДИБЕКОВ А.Т., ЮРОВ В.М., ГРУЗИН В.В.,
ШУГАЕВ М.А., ДОЛЯ А.В., БАЛКИШЕВ К.Т.

ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ В ООРУЖЕНИИ И ВОЕННОЙ ТЕХНИКЕ

Монография

(в рамках программно-целевого финансирования на 2021-2023 гг.)
ИРН BR1090150221

Астана 2023

УДК 355/359 (035.3)

ББК 68.4

З-40

Рецензенты:

Искаков С.Т. – полковник, доктор философии (PhD), начальник кафедры технического обеспечения факультета войск материально-технического обеспечения Национального университета обороны имени Первого Президента Республики Казахстан – Елбасы;

Султанов Т.Т. – доцент, кандидат технических наук, заместитель декана по научной работе ЕНУ им. Л.Н. Гумилева.

Рекомендовано:

Ученым советом ТОО «Research & Development центр «Казахстан инжиниринг» в качестве монографии (протокол №39 от «19» июля 2023 года).

Защитные покрытия в вооружении и военной технике: монография / А.Т. Бердибеков, В.М.Юров, В.В.Грузин, М.А.Шугаев, А.В.Доля, К.Т.Балкишев. – Астана: Издательство ТОО «Research & Development центр «Казахстан инжиниринг», 2023. – 318 с.

ISBN 978-601-7781-05-7

В настоящей монографии рассмотрены: материаловедение в военной технике; существующие и перспективные производственные возможности оборонно-промышленного комплекса Республики Казахстан по производству и модернизации вооружения и военной техники; защитные покрытия в военной технике; теоретические аспекты защитных покрытий; основы теории трещин в твердых телах; нано- мезо- микро- и макротрещины в твердых телах; многофазные покрытия деталей военной техники; высокоэнтропийные покрытия деталей военной техники; живучесть деталей военной техники.

Монография предназначена для научных работников и инженеров, курсантов, магистрантов, докторантов и профессорско-преподавательского состава технических специальностей военных, специальных учебных заведений, а также для специалистов, занимающихся вопросами материаловедения.

Монография опубликована в рамках выполнения научной программы программно-целевого финансирования на 2021-2023 годы ИРН № BR1090150221 «Разработка технологии защитных покрытий поверхностей вооружения и военной техники для защиты от агрессивных факторов окружающей среды и условий эксплуатации» (исследование финансируется Комитетом науки Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан).

ISBN 978-601-7781-05-7



УДК 355/359 (035.3)

ББК 68.4

З-40

9 786017 781057

© ТОО «R&D центр «Казахстан инжиниринг», 2023

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	3
1 МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ В ВОЕННОЙ ТЕХНИКЕ	12
1.1 Материалы двойного назначения.....	12
1.2 Приоритеты зарубежных НИОКР двойного назначения.....	27
1.3 Шесть российских научных проектов НИОКР.....	39
Рекомендуемая литература.....	46
2 СУЩЕСТВУЮЩИЕ И ПЕРСПЕКТИВНЫЕ, ПРОИЗВОДСТВЕННЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ ОБОРОННО-ПРОМЫШЛЕННОГО КОМПЛЕКСА РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН ПО ПРОИЗВОДСТВУ И МОДЕРНИЗАЦИИ ВООРУЖЕНИЯ И ВОЕННОЙ ТЕХНИКИ	48
Рекомендуемая литература.....	60
3 ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ В ВОЕННОЙ ТЕХНИКЕ	61
3.1 Классификация покрытий.....	61
3.2 Диффузионные покрытия.....	63
3.3 Газотермические покрытия.....	81
Рекомендуемая литература.....	93
4 ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ	94
4.1 Теория образования покрытий на подложке.....	94
4.2 Теория образования покрытий и задача Стефана.....	100
4.3 Кристаллизация цилиндра конечных размеров при периодических граничных условиях.....	105
4.4 Задача Стефана при холодном газодинамическом напылении.....	111
Рекомендуемая литература.....	115
5 ОСНОВЫ ТЕОРИИ ТРЕЩИН В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ	118
5.1 Трещины как скопление дислокаций в твердых телах.....	118
5.2 Классификация трещин и механизмы их зарождения.....	122
5.3 Теоретические аспекты зарождения и роста трещин.....	132
5.4 Теория критических дистанций и толщина поверхностного слоя.....	141
5.5 Трещины в литых металлах и сплавах.....	145
5.6 Коррозионная трещина.....	150
5.7 Трещины в деталях военной техники.....	152
5.8 Обнаружение трещины в деталях военной техники.....	156
Рекомендуемая литература.....	161
6 НАНО-МЕЗО-МИКРО- И МАКРОТРЕЩИНЫ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ	166
6.1 Природа нано-мезо-микро- и макротрещины в твердых телах.....	166
6.2 Первичные нанотрещины в окислах железа.....	177
6.3 Рост первичных нанотрещин металлов.....	186
6.4 Первичные нанотрещины в стали 20X13.....	192
Рекомендуемая литература.....	197
7 МНОГОФАЗНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЕТАЛЕЙ ВОЕННОЙ ТЕХНИКИ	202
7.1 Структурно-фазовый состав и свойства многофазных покрытий.....	202
7.2 Исследование деталей военной техники ионно-плазменным методом.....	207
7.3 Покрытия деталей военной техники с использованием композиционных мишеней.....	214
7.4 Автоволновые процессы при формировании покрытий на деталях военной техники.....	219
7.5 Адгезионная прочность хромовых покрытий на стволах артиллерии.....	226
7.6 Адгезионная прочность деталей военной техники с покрытиями нитридов титана и меди.....	229
Рекомендуемая литература.....	232

8 ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЕТАЛЕЙ ВОЕННОЙ ТЕХНИКИ.....	234
8.1 Микротрещины в высокоэнтропийных сплавах CrNiTiZrCu.....	234
8.2 К вопросу о живучести стволов артиллерийских орудий на наноуровне.....	239
8.3 Трение в высокоэнтропийных сплавах и покрытиях.....	244
8.4 Трение в высокоэнтропийных сплавах на деталях военной техники.....	256
8.5 Оценка напряженного состояния на поверхности артиллерийских орудий после выстрела.....	261
8.6 Внутреннее трение в высокоэнтропийных сплавах CrNiTiZrCu.....	266
Рекомендуемая литература.....	271
9 ЖИВУЧЕСТЬ ДЕТАЛЕЙ ВОЕННОЙ ТЕХНИКИ.....	277
9.1 Прочность и трещиностойкость деталей бронетанковой техники.....	277
9.2 Прочность и трещиностойкость деталей авиационной техники.....	284
9.3 Прочность и трещиностойкость деталей военных катеров.....	288
9.4 Микротрещины в стали артиллерийского вооружения.....	293
9.5 Влияние внешней среды на микротрещины деталей военной техники.....	299
9.6 Адгезионная прочность покрытий деталей военной техники, полученных методом ХГН.....	303
Рекомендуемая литература.....	308
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	311

ВВЕДЕНИЕ

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) начали исследовать 20 лет тому назад. Первый Патент по ВЭС был получен J.-W. Yeh в 2002 году. ВЭС содержат не менее пяти элементов, причём количество каждого из них не должно превышать 35 ат.% и не должно быть меньше 5 ат.%. Для таких сплавов характерны повышенные, по сравнению с традиционными многокомпонентными сплавами, значения энтропии смешения S_{mix} . Классическими примерами ВЭСов являются многокомпонентные сплавы, в которых элементы находятся в равной атомной доле. ВЭС выделены в особую группу, так как процессы структуро- и фазообразования в них, а также диффузионная подвижность атомов, механизм формирования механических свойств и термическая стабильность существенно отличаются от аналогичных процессов в традиционных сплавах. К последним относятся сплавы, в которых есть базовые элементы (Fe, Ni, Mo, Al и др.), определяющие кристаллическую решетку материала. Фазовый состав таких сплавов легко прогнозировать исходя из двойных или тройных диаграмм состояния, а введение легирующих добавок приводит либо к упрочнению исходной решетки, либо к выделению в ней дисперсных фаз.

В предлагаемой монографии рассмотрены девять разделов, каждому из которых мы дадим краткую характеристику.

Раздел 1 «Материаловедение в военной технике».

Европейский союз на начало 2023 года принял Регламент, где к товарам двойного назначения относятся:

– «ядерные материалы, установки и оборудование, например, спроектированные или подготовленные вспомогательные системы, техника и компоненты, используемые для создания установки разделения изотопов;

– материалы специального назначения и сопутствующие товары, например, компоненты, произведенные из фторированных соединений: уплотнители, прокладки, герметики, специально предназначенные для авиационного или аэрокосмического применения;

– товары для обработки материалов, например, антифрикционные подшипники, подшипниковые системы и их компоненты;

– электроника;

– компьютеры;

– изделия телекоммуникации и товары информационной безопасности;

– датчики и лазеры различного назначения;

– товары навигации и авионики;

– морские товары, например, пилотируемые погружные аппараты, предназначенные для работы на глубинах свыше 1000 м, системы, оборудование и компоненты, специально разработанные или модифицированные для погружных транспортных средств и предназначенные для работы на глубинах, превышающих 1000 м;

– изделия аэрокосмической и двигательной промышленности».

Материаловедение двойного назначения широко представлено конструкционными материалами, оптикой, покрытиями, пленками, мембранами, а также структурами гибридной сенсорики, материалами с эффектом памяти формы, самоорганизующимися структурами и прочее. При этом разрабатываются не только модели их функционирования, а также технологии их осуществления и практического использования.

Раздел 2 «Существующие и перспективные производственные возможности оборонно-промышленного комплекса Республики Казахстан по производству и модернизации вооружения и военной техники».

Международный опыт показывает, что объединение научных и производственных возможностей отдельных предприятий в сфере ОПК в концерны или холдинги даёт

определённый синергетический эффект и повышает эффективность деятельности отдельных предприятий. В Республике Казахстан к таким холдингам в сфере ОПК относится АО «Национальная компания «Казахстан инжиниринг».

Компания является холдинговой структурой, призванной обеспечить единую финансовую, производственную и технологическую политику на машиностроительных предприятиях, специализирующихся на выпуске гражданской и специальной продукции, а также продукции двойного назначения.

АО «НК «Казахстан инжиниринг» в рамках своего основного предназначения производит оружие и военную технику для сухопутных войск, авиационную технику и оборудование для государственной авиации, военно-морское оружие, а также занимается ремонтом и модернизацией ВВТ.

Основной компетенцией Компании являются производство и обслуживание специализированной продукции, главными заказчиками которой являются Министерство обороны РК, Национальная гвардия МВД РК, Министерство по чрезвычайным ситуациям РК, Комитет национальной безопасности РК.

На отечественных предприятиях оборонно-промышленного комплекса сохранился потенциал разработки наукоемких производств, опыт в проведении опытно-конструкторских работ, освоении новых видов производства и проведении государственных испытаний ВВТ, что сохраняет для них возможность производить отдельные виды специальной продукции, оказывать услуги по ремонту и модернизации ВВТ, а также расширять номенклатуру и увеличивать объёмы производимой продукции. Между тем, создание новых производств и видов ВВТ требует от производителей постоянных инноваций, улучшений и внедрение новых продуктов.

Соответствие национальным интересам и государственным программам развития особенностью АО «НК «Казахстан инжиниринг» является ее роль в качестве локомотива развития ОПК Казахстана. В этой связи, АО «НК «Казахстан инжиниринг» важно соответствовать интересам и ожиданиям государства, и на уровне стратегии, и в своей операционной деятельности.

Таким образом, одной из важных задач на сегодняшний день является увеличение казахстанского содержания в поставках вооружения, снаряжения и техники для ВС страны, создание отечественных передовых технологий, в том числе и разработка технологии защитных покрытий поверхностей вооружения и военной техники для защиты от агрессивных факторов окружающей среды и условий эксплуатации.

Раздел 3 «Защитные покрытия в военной технике».

В зависимости от природы материала все покрытия подразделяются на три типа: органические, неорганические и органо-неорганические. Диффузионные покрытия образуются в результате химико-термической обработки металлов и сплавов. Газотермические технологии нанесения покрытий являются одним из способов обработки поверхности материалов, которые используются уже в течение нескольких десятилетий. Общим для всех газотермических покрытий является наличие диспергированного напыляемого материала, ускоряемого газовой струёй. В разделе обосновывается применение предлагаемой классификации, что позволяет:

- систематизировать и обобщать конструкторско-технологическую информацию по газотермическому напылению и опыту его применения;
- присваивать кодовые обозначения типовым напыляемым поверхностям для типизации технологических процессов получения покрытий и обработки заготовок с покрытиями, а также для последующей автоматизации технологического проектирования;
- распределять детали по видам поверхностей и типам наносимых газотермических покрытий для разработки типовых и групповых технологических процессов;
- создавать специализированные участки и гибкие производственные системы газотермического напыления.

Раздел 4 «Теоретические аспекты защитных покрытий».

Классические механизмы роста покрытий основаны на теории фазовых превращений, которому посвящены работы Гиббса, Колмогорова, Джонсона, Мэла, Аврама. В зарубежной литературе данная теория известна как «KJMA theory». Классические механизмы роста покрытий определены в работах Фольмера, Френкеля, Зельдовича. После них было предпринято множество попыток усовершенствовать классические механизмы роста покрытий, однако они не привели к ее радикальному изменению.

После классического образования зародышей на подложке, начинается ее рост при облучении подложки потоками плазмы или частицами. Рост покрытия происходит за счет ее охлаждения и сопровождается движением раздела фаз между жидкой и твердой фазами по определенному закону. В 1889 году австрийский физик и математик Йозеф Стефан опубликовал четыре статьи, посвященные задачам с фазовыми переходами. Впоследствии задачи данного класса с подвижными межфазными границами стали называть задачами Стефана. С математической точки зрения краевые задачи Стефана принципиально отличны от классических задач теплопроводности или диффузии. Вследствие зависимости размера области переноса потока от времени к этому типу задач неприменимы классические методы разделения переменных и интегральных преобразований Фурье, так как, оставаясь в рамках методов математической физики, не удаётся согласовать решение уравнения теплопроводности с движением границы раздела фаз.

В разделе 4 нами получено аналитическое решение задачи о кристаллизации цилиндра конечных размеров. Из развитой нами теории кристаллизации методом рециркуляции расплава с вибрацией, вытекают следующие принципы конструкции кристаллизатора:

- объем кристаллизатора должен быть по возможности как можно большим;
- необходимо, чтобы радиус основания кристаллизатора был равен его высоте;
- на стенках кристаллизатора необходимо поддерживать изотермические условия или линейное распределение температур, хотя первое экспериментально легче осуществимо;
- при наложении вибратора необходимо использовать низкие частоты.

Холодное газодинамическое напыление (ХГН) состоит в том, что при ускорении частиц сверхзвуковым потоком газа, имеющим комнатную температуру торможения, температура частиц в момент удара составляет 150-200°C, т.е. частицы попадают на поверхность в «замерзшем» состоянии. Однако, если рассмотреть структуру переходного слоя в толще напыляемого вещества, то приходим к следующему результату, что образование переходного слоя происходит за счет диффузии частиц, который подобен замерзающему льду и мы приходим к задаче Стефана, решение которой для переходного слоя приводит к уравнению Гринберга.

Раздел 5 «Основы теории трещин в твердых телах».

Трещины образуются в результате скопления дислокаций перед каким-либо препятствием. Такими препятствиями могут быть, например, границы зёрен. Образование трещин связано с возникновением напряжённого состояния при получении металлов за счет кристаллизации. В начале 21-го столетия предложена классификация трещин исходя из их геометрических размеров: субмикротрещины, микротрещины, переходные трещины, макротрещины и магистральные трещины. При изучении усталостных трещин выделяют три стадии их развития:

- зарождение трещины в пределах структурных составляющих кристаллического строения металлов;
- стабильный рост трещины в континуальной среде (механика разрушения);
- разрушение, вызванное критическими размерами трещины.

Современная механика разрушения рассматривает три типа развития трещин в твердых телах:

- 1) нормальное раскрытие или отрыв, которое возникает в поле нормальных

напряжений; перемещения берегов трещины перпендикулярны плоскости трещины;

2) поперечный сдвиг, при котором разрушение связано со смещением берегов трещины перпендикулярно её фронту;

3) продольный сдвиг, при котором разрушение связано со смещением берегов трещины в поперечном направлении по отношению к продвижению фронта трещины.

Процесс разрушения обладает собственной «структурой». Наряду с длиной трещин L нами введен в разделе 5 линейный параметр $R(I)$, представляющий толщину поверхностного слоя твердого тела, включая металлы. Поверхностный слой $R(I)$ дается выражением $L=R(I)=0.17 \cdot 10^{-9} \nu$.

Трещины в деталях военной техники приводят к нарушению боевых качеств вооружений, и вынуждают проводить их ремонт. Особую тревогу вызывают трещины в корпусах и ключевых узлов и агрегатов для ходовой части бронетранспортёров (БТР) и танков. Для танков Т-34 трещины были замечены еще в 1941 году. Причины в основном объяснялись несоблюдением технологических процессов производства корпусов из броневой стали. В стадийности процесса накопления металлом в деталях военной техники ключевым моментом является образование в металле микротрещин, поскольку с этого момента остаточный ресурс детали будет определяться процессом развития микротрещин. Кроме того, возникновение микротрещин вызывает резкое снижение эксплуатационных характеристик металла. Для обнаружения трещиноподобных дефектов неразрушающим способом известен ряд методов неразрушающего контроля.

Раздел 6 «Нано-мезо-микро-и макротрещины в твердых телах».

В недавних работах было показано, что нанотрещины возникают в твердых телах при прорыве барьеров, препятствующих движению дислокаций по плоскостям скольжения, которые были замечены в спектрах фрактолюминесценции. В последних наших работах предложена новая аналитическая модель расчета длины нанотрещин, возникающих в металлах. Разработана методика расчетов длины нанотрещин атомарно-гладких металлов. Впервые проведены вычисления параметров нанотрещин на примере атомарно-гладких металлов. Проведено сравнение полученных на основе разработанной методики результатов с результатами применения известных моделей образования нанотрещин.

Термин «мезотрещина» предполагает, согласно градации Е.А.Козлова, трещины, много меньшие длины сейсмической волны – высотой первые метры и раскрытостью от миллиметра до десятых его долей (сотен микрон). Этот тип трещин широко распространен в плотных породах: карбонатах, глубоко залегающих хрупких песчаниках и кремнистых сланцах. Само понятие «мезоуровень» был введен Ван Кампеном в 1981 г. Мезоуровень привел к развитию мезофизики или мезоскопии. Характерной длиной для мезофизики является длина фазовой когерентности h_ϕ , которая может меняться в широких пределах, но в мезоскопии всегда $h_\phi \leq 10^{-6} \text{ м} = 1 \text{ микрон}$. Так что, термин «мезотрещина» мы будем использовать в области от 10 нм до 1 мкм, т.е. от 10^{-8} до 10^{-6} м.

Под действием механического напряжения в одних телах, например в ряде полимеров, композитов, металлов, микротрещины могут появиться во множестве уже на раннем этапе растяжения. В других материалах, например в неорганических стеклах, в монокристаллах тугоплавких соединений, микротрещины масштаба 0.1-1 мкм практически не наблюдаются.

В недавней работе исследовано влияние макроскопической трещины на механическую прочность монокристаллов NaCl, LiF, CaCO₃, подвергаемых импульсному лазерному облучению. Оценена вероятность активации роста исходной макротрещины при оптическом пробое образца. Предложен механизм роста исходной макроскопической трещины, в основе которого лежит объединение полостей, микро- и макротрещин, возникающих при нагреве и выгорании поглощающих включений, с исходной трещиной. Лазерно-индуцированная трещина может зародиться в плоскости, параллельной плоскости исходной трещины, и объединиться с ней благодаря переходам по плоскостям $\{110\}$ и $\{100\}$.

Раздел 7 «Многофазные покрытия деталей военной техники».

В современных материалах должны сочетаться высокие свойства и качества для обеспечения необходимых ресурса и надежности работы изделий военной и авиационно-космической техники, судостроения, машиностроения, атомной энергетики, радиотехники и вычислительной техники, и строительства. Поэтому разработка методов получения функциональных покрытий, отвечающих современным требованиям военного производства, еще долго будет оставаться приоритетным направлением практического материаловедения.

Основные результаты, полученные в разделе 7, следующие:

– из приведенных в работе экспериментальных данных следует, что прежде чем использовать катод для ионно-плазменной обработки материала военной техники, необходимо исследовать его микроструктуру и убедиться, что данный катод представляет собой твердый раствор;

– показано, метод РФЭС позволяет с высокой точностью определять состав покрытия, что очень важно для направленного синтеза композиционных покрытий с заданными свойствами;

– показано, что метод АСМ позволяет перекинуть мост между атомной структурой покрытия и его макроскопическими свойствами;

– экспериментально исследовано влияние на структуру и физические свойства покрытий деталей военной техники, полученных методом ионно-плазменного осаждения, следующих параметров: давление реакционного газа в рабочей камере; потенциал основы; ток разряда дуги; свойства материала катода; температура подложки. Определены их оптимальные значения при генерации многокомпонентных потоков;

– показано, что микротвердость и модуль Юнга уменьшаются с уменьшением фрактальной размерности структуры покрытия. Отметим также, что фрактальная размерность структуры покрытия ниже, чем фрактальная размерность структуры металлической подложки.

В настоящее время именно нанокompозиты являются наиболее перспективными материалами для создания стабильных наноструктур. В перспективе качественные наноструктурные покрытия можно получать путем оптимизации состава покрытия, регулируя энергию осаждаемых ионов, температуру подложки, состав и давление рабочего газа и других технологических параметров процесса осаждения.

В разделе 7 экспериментально обнаружено существование автоволновых процессов при формировании ионно-плазменных покрытий, приводящих к образованию диссипативных структур. Детальный теоретический анализ АВП в нашей системе вызывает пока определенные трудности, хотя общая картина процесса вытекает из всех описанных в работе моделей.

На сегодняшний день существуют несколько теорий адгезии, включающие механическую, химическую, диффузионную, электронную, адсорбционную, релаксационную и слабого слоя на границе. Чтобы увеличить живучесть артиллерийских стволов их обычно покрывают хромом химическим путем в электролите. Раздел 7 является обоснование нового подхода к адгезии хромовых покрытий на сталь 33ХНЗМА. Впервые предложена структура поверхностного слоя обусловленная первичными трещинами, через которые и происходит диффузия осаждаемых компонент. Первичные нанотрещины металла отображают его атомную структуру и через 100 наносекунд они превращаются в мезотрещины, формируя переходной слой. Чтобы разрушить этот слой необходимо совершить работу адгезии. Окончательно, адгезионную прочность покрытия можно определить теоретически, используя предложенные в работе формулы и экспериментально определяемые свойства покрытий и основы, на которую осаждаются покрытия. В разделе 7 показано, что добавление элемента меди с концентрацией до 12 ат. % в покрытие на основе титана, позволяет получать вакуумно-дуговым плазменно-ассистированным методом многослойные нитридные покрытия состава $TiCuN$ с

нанокристаллической структурой, где кристаллиты TiN со средним размером ≈ 20 нм окружены аморфным слоем меди толщиной 2-3 монослоя. При этом адгезионная прочность покрытия TiCuN на сталях разной структуры приводит к ее упрочнению и повышению работоспособности изделий из них.

Раздел 8 «Высокоэнтропийные покрытия деталей военной техники».

В настоящем разделе мы затронули вопрос о работоспособности высокоэнтропийных сплавов и их практическом применении в качестве функциональных покрытий на детали военной техники. Основными недостатками ВЭС из тугоплавких элементов являются высокая плотность и хрупкость. При этом добиться низкой плотности, как, например, у алюминия, невозможно по причине используемых в композиции сплава элементов с уже высокой плотностью.

Под живучестью ствола и снаряда в артиллерии понимают величину, которая характеризует число стрельб из заданного ствола, прежде чем скорость начальная артиллерийского снаряда не станет равной величине 10-15%. Живучесть артиллерийского орудия, прежде всего, определяется его износом, а точнее от ее интенсивности, которая протекает в схеме «заряд пороха - артиллерийский снаряд – орудийный ствол». Суть выводов заключается в том, что увеличить живучесть артиллерийских стволом и снарядов, можно применяя для них покрытия, желательны высокоэнтропийные, которые обладают наноструктурой, большой поверхностной энергией и низким коэффициентом трения.

Предложенное нами высокоэнтропийное покрытие CrTiNiZrCu на турбинных лопатках основано на его высокой твердости (890 HV) и малой величине коэффициента трения (0,04), что приводит к увеличению износостойкости и увеличивает ресурс работы этих лопаток в 3-4 раза. Высокоэнтропийные покрытия из-за малой толщины (~ 7 мкм) деталей предприятий могут наноситься вновь после абразивного износа. Высокоэнтропийные покрытия обладают уникальными свойствами за счет образования в поверхностном слое наноструктуры. Это показано нами теоретически, рассматривая их методом квантовой термодинамики необратимых процессов, и экспериментально, рассматривая их методами электронной микроскопии, микротвердомера и автоматически измеряя коэффициенты трения.

Нанотрибология или молекулярная трибология – направление в трибологии, связанное с теоретическим и экспериментальным изучением процессов адгезии, трения, износа и разрушения в атомных и молекулярных масштабах взаимодействия поверхностей. Ее развитие сдерживалось, на наш взгляд тем, что толщину поверхностного слоя, ответственного за процесс трения можно было определить только в высоком вакууме на атомарно-чистых поверхностях ограниченного числа монокристаллов. Наша модель, изложенная в разделе 8, открывает новый подход для теоретического и экспериментального исследования процессов в нанотрибологии.

Предсказанное нами в разделе 8, особенно в слое R(I), терагерцевое излучение относится к поверхностным плазмон – поляритонам (плазмонам). Плазмоны в металлах и сплавах обладают фиксированной частотой (близкой к плазменной частоте металла), и их свойства могут лишь слегка меняться от структуры к структуре. Иными словами, «металлическая» плазмоника является пассивной, что ограничивает ее практические применения.

Представленная нами в разделе 8 модель внутреннего трения в высокоэнтропийных сплавах изложена нами впервые и требует дальнейших теоретических и экспериментальных исследований.

Раздел 9 «Живучесть деталей военной техники».

Броневая сталь сваривается особым способом. Поначалу в сварной шов привносится низкоуглеродистая проволока. Этот прием резко снижает образование трещин, что подтверждено многочисленными экспериментами. Затем используются при сварке особые флюсы, которые скрепляют листы брони. Броневая сталь получается либо

методом литья, либо методом катки. Отсюда и разница в происхождении трещин, число которых определяет качество броневой стали. «Живучесть» деталей броневой техники определяется сетью микротрещин, возникающих или при изготовлении деталей военной техники, либо в результате боевых действий, либо в полевых условиях за счет взаимодействия с атмосферой и т.д. В процессе эксплуатации деталей военной техники происходит рост усталостных трещин, что приводит к разрушению, в основном, ответственных деталей. Чтобы исключить сеть трещин, приводящих к разрушению деталей военной техники, необходимо периодически делать на них защитные покрытия с помощью различных методов, среди которых выделяются методы ХГН, пригодные в полевых условиях.

Нанесение покрытия CrNiTiZrCu методом ХГН на турбинные лопатки показало увеличение срока службы в четыре раза. Такие характеристики покрытий CrNiTiZrCu скорее всего связаны с соединениями никелидов титана и циркония, которые обладают свойством памяти формы. Эффект использования материалов с памятью формы состоит в следующем: создается активное устройство, которое совершает механическую работу за счет тепла. Такое устройство может служить в качестве турбинной лопатки, которая находится на вращающихся валах. Сплав с памятью в таком устройстве испытывает различные термомеханические нагрузки и может восстанавливаться за счет обратимого мартенситного превращения. Это приводит к снижению коэффициента трения в турбинной лопатке. Этот эффект может быть использован и в лопатках ГТД.

Все военные и гражданские корабли подвержены коррозии и подлежат периодическому ремонту. Сегодня большую часть мирового малотоннажного флота составляют суда, имеющие корпуса из неметаллических композиционных материалов. Однако, детали коленчатых валов среднеоборотных дизелей и подобное, детали вооружений бронекатеров и прочее, изготавливаются из металлов и сплавов, подверженных коррозии. Поэтому вопросу борьбы с коррозионными явлениями будет оставаться по-прежнему актуальной задачей.

При стрельбе из ствола, выдержавшего 5000 выстрелов, можно услышать посторонние шумы от снаряда и отклонение его от дальности и в боковом направлении. Это означает, что наши исследования показывают о том, что число трещин или плотность дислокаций в исследуемых сталях не должно превышать $\approx 10^9 \text{ м}^{-2}$. Значит, к выбору стали для артиллерийских стволов и снарядов нужно относиться очень внимательно. Экспериментальные и теоретические исследования показали, что износ артиллерийских стволов обусловлен тремя действиями пороховых газов на сталь – термическим, механическим и химическим.

В разделе 9 показано, что трещины в металлах и других конструкционных материалах военной техники, впрочем, как и любого другого назначения, нужно исследовать в масштабной последовательности – первичные нанотрещины $L_{\text{nm}} \rightarrow$ мезотрещины $L_{\text{μm}} \rightarrow$ макротрещины L_{C} . Только в такой последовательности можно узнать о необходимых мерах по условиям эксплуатации, хранения и ремонте деталей боевой техники, будь то танки, артиллерия или самолеты.

1 МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ В ВОЕННОЙ ТЕХНИКЕ

1.1 Материалы двойного назначения

Европейский союз на начало 2023 год принял Регламент, где к товарам двойного назначения относятся:

- «ядерные материалы, установки и оборудование, например, спроектированные или подготовленные вспомогательные системы, техника и компоненты, используемые для создания установки разделения изотопов;

- материалы специального назначения и сопутствующие товары, например, компоненты, произведенные из фторированных соединений: уплотнители, прокладки, герметики, специально предназначенные для авиационного или аэрокосмического применения;

- товары для обработки материалов, например, антифрикционные подшипники, подшипниковые системы и их компоненты;

- электроника;

- компьютеры;

- изделия телекоммуникации и товары информационной безопасности;

- датчики и лазеры различного назначения;

- товары навигации и авионики;

- морские товары, например, пилотируемые погружные аппараты, предназначенные для работы на глубинах свыше 1000 м, системы, оборудование и компоненты, специально разработанные или модифицированные для погружных транспортных средств и предназначенные для работы на глубинах, превышающих 1000 м;

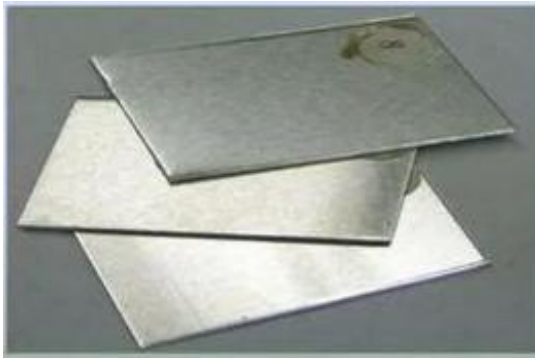
- изделия аэрокосмической и двигательной промышленности».

Из всех подкатегорий можно выделить вопросы материаловедения (об этом мы и будем говорить далее), а именно, мы коснемся функциональным материалам, специальным сплавам, интеллектуальным материалам, композитам, полимерам и прочее.

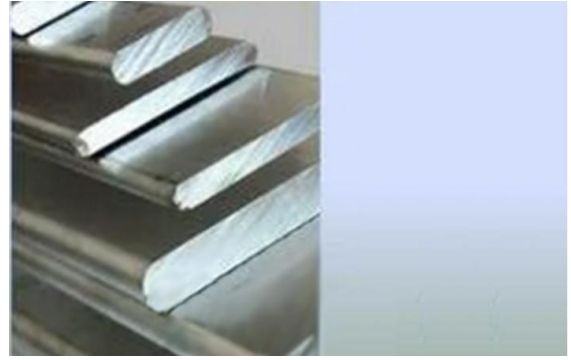
Материаловедение двойного назначения широко представлено конструкционными материалами, оптикой, покрытиями, пленками, мембранами, а также структурами гибридной сенсорики, материалами с эффектом памяти формы, самоорганизующимися структурами и прочее. При этом, разрабатываются не только модели их функционирования, а технологии их осуществления и практического использования [1].

Современное материаловедение зачастую служит началом новых технологических процессов в производстве как-то аддитивные или лазерные технологии, дающие материалы с уникальными свойствами [2].

Создание наноструктурированных сталей, сплавов, керамики является приоритетным направлением как науки, так и техники в США, в Японии, в Китае и в европейских странах. Созданы новые технологические решения упрочнения железоуглеродистых и алюминиевых сплавов. Эти сплавы удовлетворяют оптимальному соотношению между степенью прочности, пластичности и коррозионной стойкости. При этом, развиты новые методы в металлургии – недендритная кристаллизация. Развиты новые методы термической обработки сплавов, легированных в малом количестве редкоземельными или переходными элементами. Этот подход дал повод к организации фирмой «Alcoa Inc.» промышленного выпуска сплавов Al-Zn-Mg и Al-Zn-Mg-Cu высокой прочности для авиации [3] (рисунок 1.1).



а)



б)

Рисунок 1.1 – Сплавы фирмы «Alcoa Inc.» Al-Zn-Mg и Al-Zn-Mg-Cu высокой прочности для авиации [3]

В Японии был создан сплав $Al_{88}Ni_9Ce_2Fe_1$ методом быстрого затвердевания (рисунок 1.2). Этот метод реализован сравнительно недавно и с помощью него создаются металлические стекла с аморфной структурой.

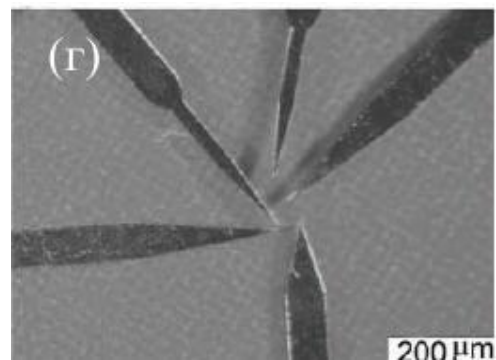
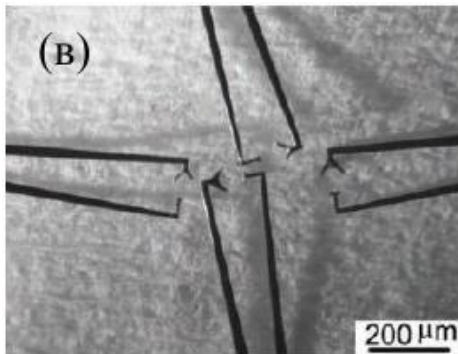
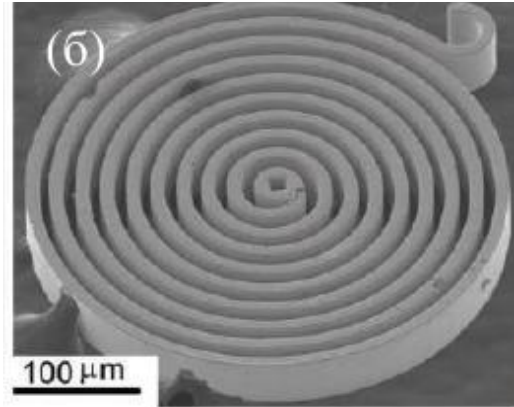
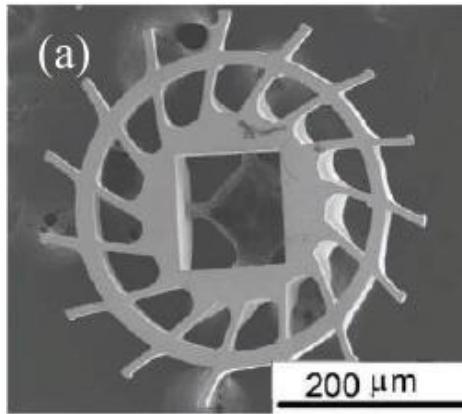


Рисунок 1.2 – (а) Миниатюрная шестерёнка из $Zr_{35}Ti_{30}Cu_{8.25}Be_{26.75}$ ОМС; (б) Спиралевидная деталь толщиной в 20 мкм из $Zr_{35}Ti_{30}Cu_{8.25}Be_{26.75}$ ОМС. (в) Микрозахваты и (г) микроскальпили

Рисунок 1.2 демонстрирует детали из наностекол. Их точность в изготовлении дает возможность их использования в часах, микропроводах и прочее. Представляет интерес использование металлических стекол в бронезиловках. Чтобы получить металлическое стекло, нужно использовать один из показанных на рисунке 1.3 метод.

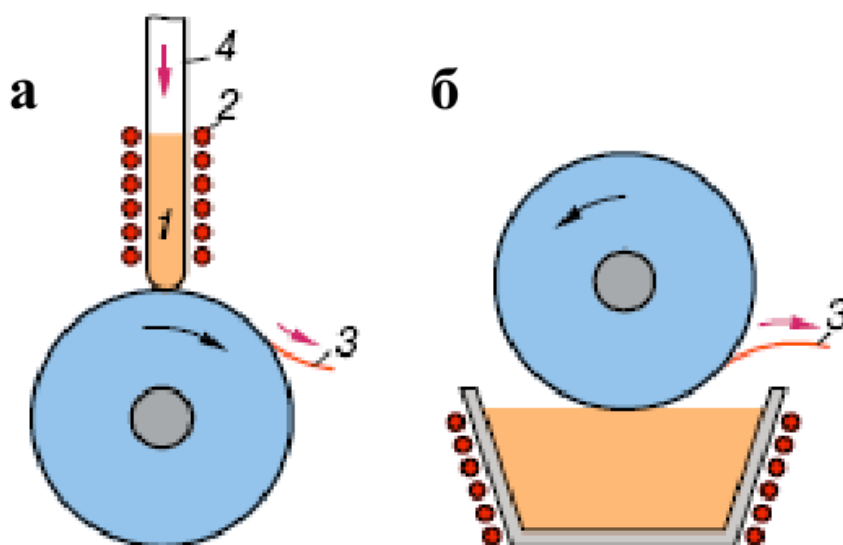


Рисунок 1.3 – Схемы устройств для получения аморфных сплавов закалкой из жидкого состояния [4]:

- а) нанесение расплава на вращающийся металлический диск или цилиндр
 - б) извлечение расплава вращающимся диском.
- 1 – расплав, 2 – нагревательное устройство (индукционная печь),
3 – лента аморфного сплава, 4 – кварцевая трубка.

Устройство, показанное на рисунке 1.3,а, представляет собой расплав, который получается в индукционной печи и вытекает под давлением инертного газа (примерно 0.2 атм.) через сопло. Этот расплав попадает на металлическую подложку, которая очень быстро вращается примерно со скоростью 10^5 - 10^6 К/с, из-за чего расплав твердеет в виде очень тонкой ленты. Сама подложка выбирается из меди или бронзы, которые обладают высокой теплопроводностью.

На рисунке 1.3,б показан диск, который быстро вращается, захватывая при этом своим ободом расплав и который затвердевает и отделяется в виде коротких проволочек. Чтобы процесс происходил качественно, необходимо поддерживать линейную скорость обода более чем 50 м/с.

Наностекло можно получить методом магнетронного распыления, что показано на примере Au [5] и Ni [6]. При магнетронном распылении используют мишени, которые состоят из порошка различных металлов с размерами от 100 нм до 100 мкм. Мишень и подложка являются объектами, между которыми генерируется поток высокоэнергетических ионов аргона. Этот аргон выбивает из мишени элементы материала, которые затем осаждаются на подложке (рисунок 1.4). Состав мишени задает режим магнетронного распыления и состав наностекол с размерами от 5 до 30 нм.

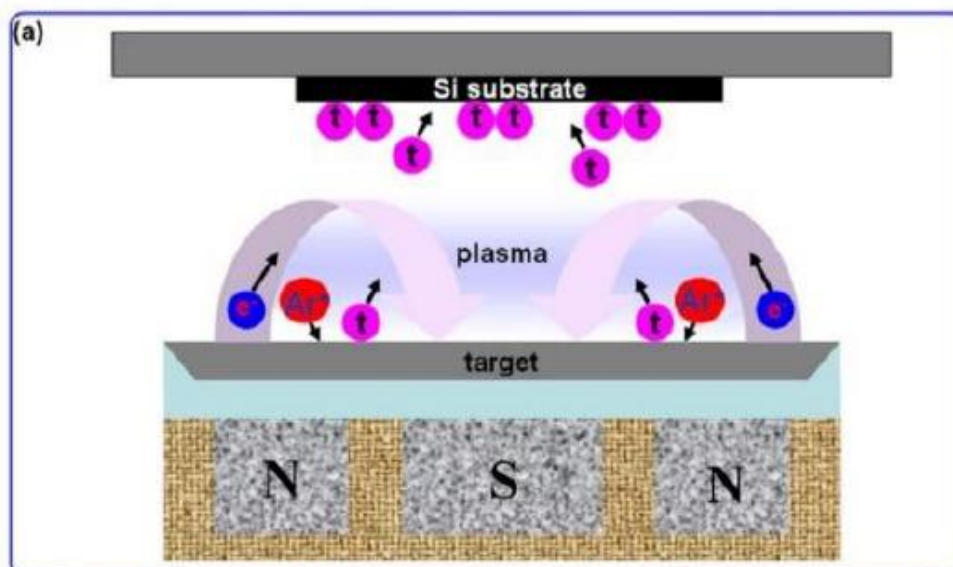


Рисунок 1.4 – Синтез Au-наностекла методом магнетронного распыления [5]

Чтобы обеспечить космическое и авиастроение базовыми материалами, которые можно использовать для аддитивного производства или 3D-принтинга наиболее сложных деталей, то наиболее актуальны технологии разработки нанокристаллических порошков диоксида циркония при высокой температуре и керамических оксидов (рисунок 1.5). Большое число исследований проводится с нанокристаллическими порошками алюминия и драгоценных металлов.



Рисунок 1.5 – Сопла для газовых горелок (а); изоляторы (б)

Для получения нанокристаллических порошков в промышленном масштабе нужны новые методы в порошковой металлургии, а именно, размол порошков шарами при сверхнизкой температуре; технология сверхскоростного терморазложения сложных соединений в газовой среде с целью образования микропорошков железа, кобальта, алюминия, никеля и прочее. Чтобы получить оксидные микропорошки, применяют криосинтез при температуре жидкого азота, используя водные растворы (рисунок 1.6).



Рисунок 1.6 – Особенности продуктов криохимического синтеза [7]

Криосинтез можно получить из элементов (рисунки 1.7, 1.8).

3 Li	4 Be												13 Al	14 Si	15 P		
11 Na	12 Mg																
19 K	20 Ca	21 Sc	22 Ti	23 V	24 Cr	25 Mn	26 Fe	27 Co	28 Ni	29 Cu	30 Zn	31 Ga	32 Ge	33 As			
37 Rb	38 Sr	39 Y	40 Zr	41 Nb	42 Mo	43 Tc	44 Ru	45 Rh	46 Pd	47 Ag	48 Cd	49 In	50 Sn	51 Sb			
55 Cs	56 Ba	57-71 La-Lu	72 Hf	73 Ta	74 W	75 Re	76 Os	77 Ir	78 Pt	79 Au	80 Hg	81 Tl	82 Pb	83 Bi	84 Po		
87 Fr	88 Ra	89-103 Ac-Lr	104 Ku	105 Ns													

Серым цветом выделены элементы, оксиды которых получены либо в индивидуальном состоянии, либо в составе сложных оксидных фаз, с использованием приемов криохимической технологии

Рисунок 1.7 – Фрагмент таблицы периодической системы Д.И. Менделеева [7]



Рисунок 1.8 – Материалы – продукты криохимической технологии [7]

Механизм разуплотнения наиболее отчетливо связан именно с процессами аномального роста зерна (рисунок 1.9). Интенсивность такого роста весьма различна и во многом определяется кристаллографическими особенностями синтезируемого соединения. С учетом вышесказанного необходимо отметить, что жидкофазное спекание высокодисперсных порошков позволяет получать плотную керамику при рекордно низких температурах, однако требует детальной оптимизации, как условий синтеза порошков, так и режимов их спекания.

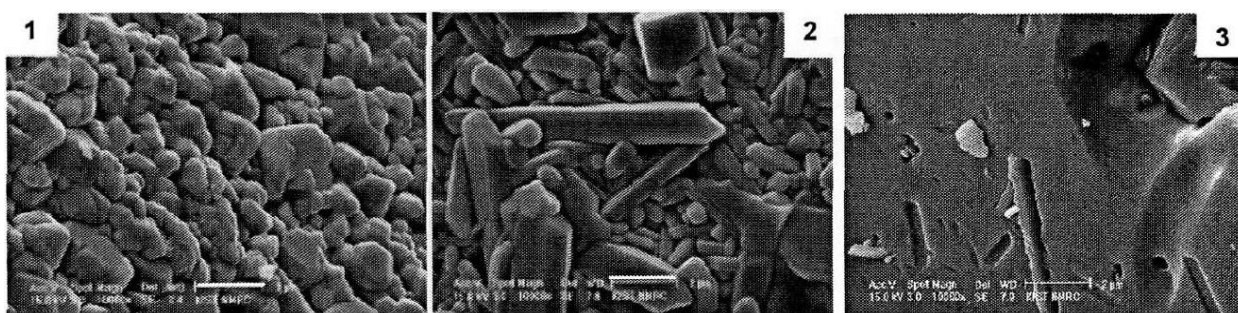


Рисунок 1.9 – Микрофотографии керамики, полученной жидкофазным спеканием криогель-порошков в различных условиях. (1) BiNbO_i , 700° , 2 ч; (2) BiNbO_i , 780° , 2 ч; (3) ZnjNbzOs , 780° , 20 ч [7]

В последнее время объемные нанокристаллы металлов стали получать с использованием интенсификации пластической деформации (ИПД). Методом ИПД кручением или равноканальным угловым прессованием получают уникальные стали, типа самурайской стали ZDP-189. Подобные исследования активно проводятся в «UC Davis» (г. Дэвис, США), «Hitachi Metals, Ltd», Япония), в России и т.д. [8]. На рисунке 1.10 показаны

исходные заготовки, а на рисунке 1.11 – после ИПД деформации.

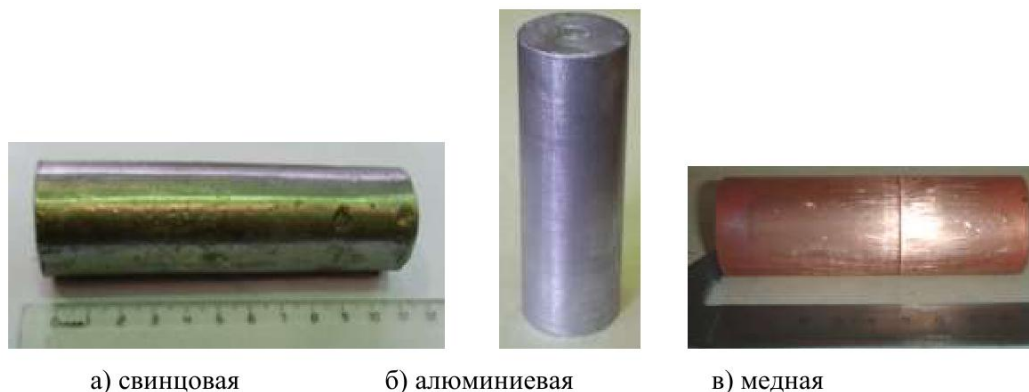


Рисунок 1.10 – Исходные заготовки [8]

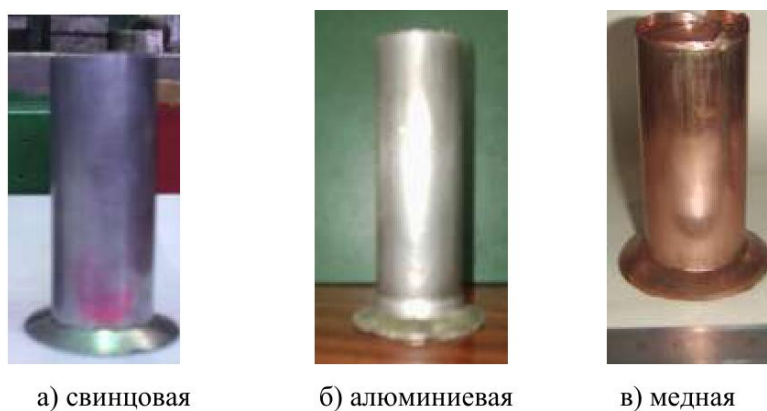


Рисунок 1.11 – Деформированные заготовки [8]

Микроструктура для образцов из алюминия приведена на рисунке 1.12.

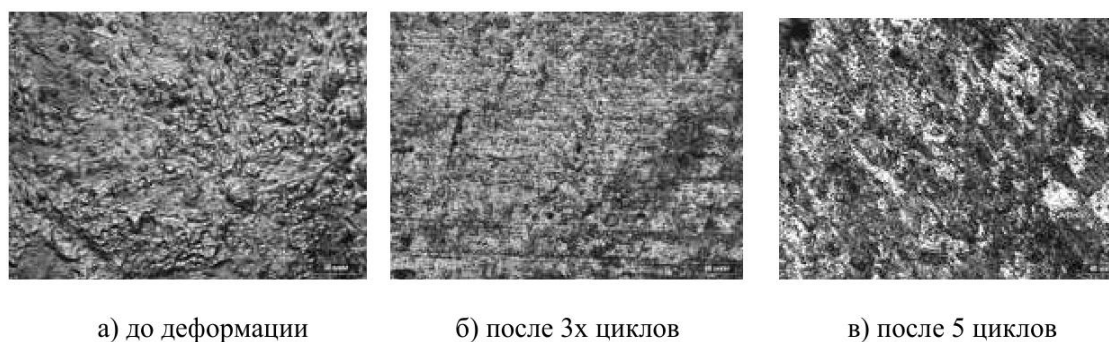


Рисунок 1.12 – Микроструктура для образцов из алюминия [8]

Непрерывная деформация происходила: для образцов из свинца – 1-7 раз; для образцов из алюминия 1-3 раз; для образцов из меди – 1-9 раз. Были сделаны следующие выводы:

- для образцов из свинца показано, что размер зерна уменьшился более, чем в три раза;
- для образцов из алюминия показано, что подобный эффект наблюдается уже после одного цикла деформации;
- для образцов из меди показано, что размер зерна уменьшился более, чем в 5 раз.

Окончательно показано, что способ ИПД позволяет получать упрочненные, пластичные изделия и полуфабрикаты для энергетики, автомобильной и авиационно-космической промышленности. Заготовки, полученные с использованием ИПД износостойки и долговечны.

Объемные наноструктурные материалы с эффектом памяти формы (ЭПФ), например, никелид титана TiNi, используются для стыковки трубопроводов при высоких давлениях и прочее (рисунок 1.13) [9].



Рисунок 1.13 – Муфты из сплава TiNiFe одинаковой высоты, собранные со стержнями из различных материалов [9]

Муфты из сплава TiNi с памятью формы были внедрены на истребителе F-14, которая была названа муфтой CryoFit (рисунок 1.14).

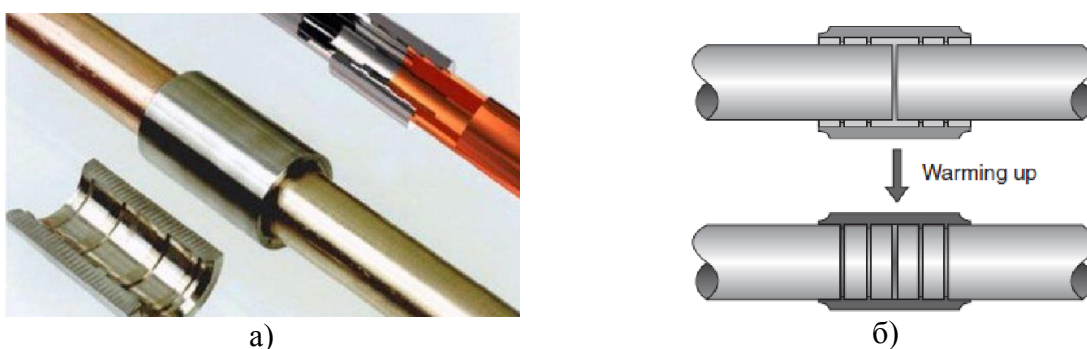


Рисунок 1.14 – Муфты CryoFit. Пример использования (а) и схема термомеханического соединения (б) [10]

Фирма Боинг разработало шеврон с изменяемой геометрией с эффектом памяти и установила его на двигателе GE90-115B на самолете Boeing 777-300 ER для подавления шума во время взлета (рисунок 1.15).

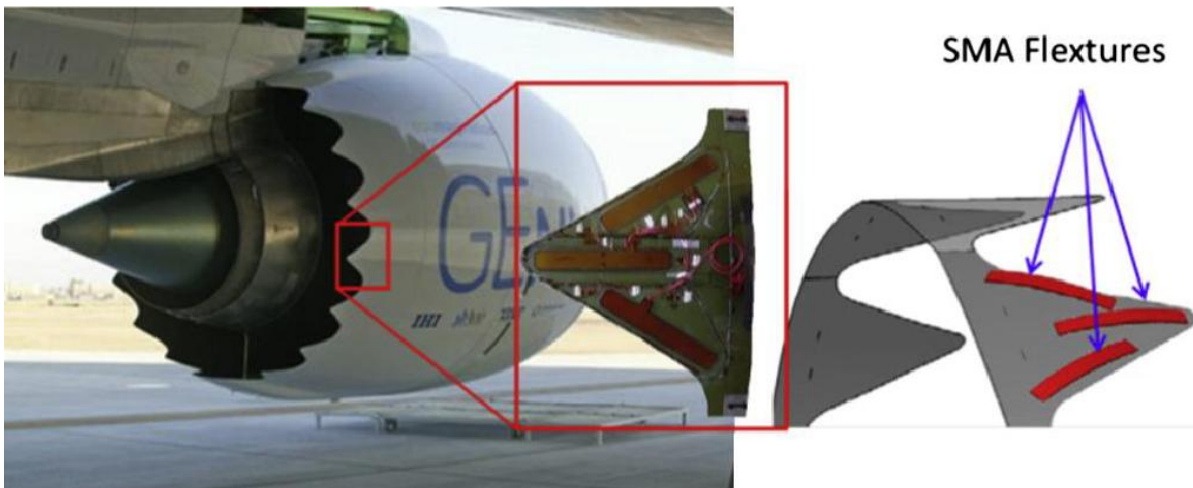


Рисунок 1.15 – Шеврон с изменяемой геометрией с эффектом памяти на реактивном двигателе Боинг [11]

Позже была придумана технология трансформирующихся крыльев для малых истребителей или беспилотников с добавлением изгибающих элементов с памятью формы (рисунок 1.16), которые изменяли форму крыла изгибом и кручением, и улучшали их аэродинамическую производительность.

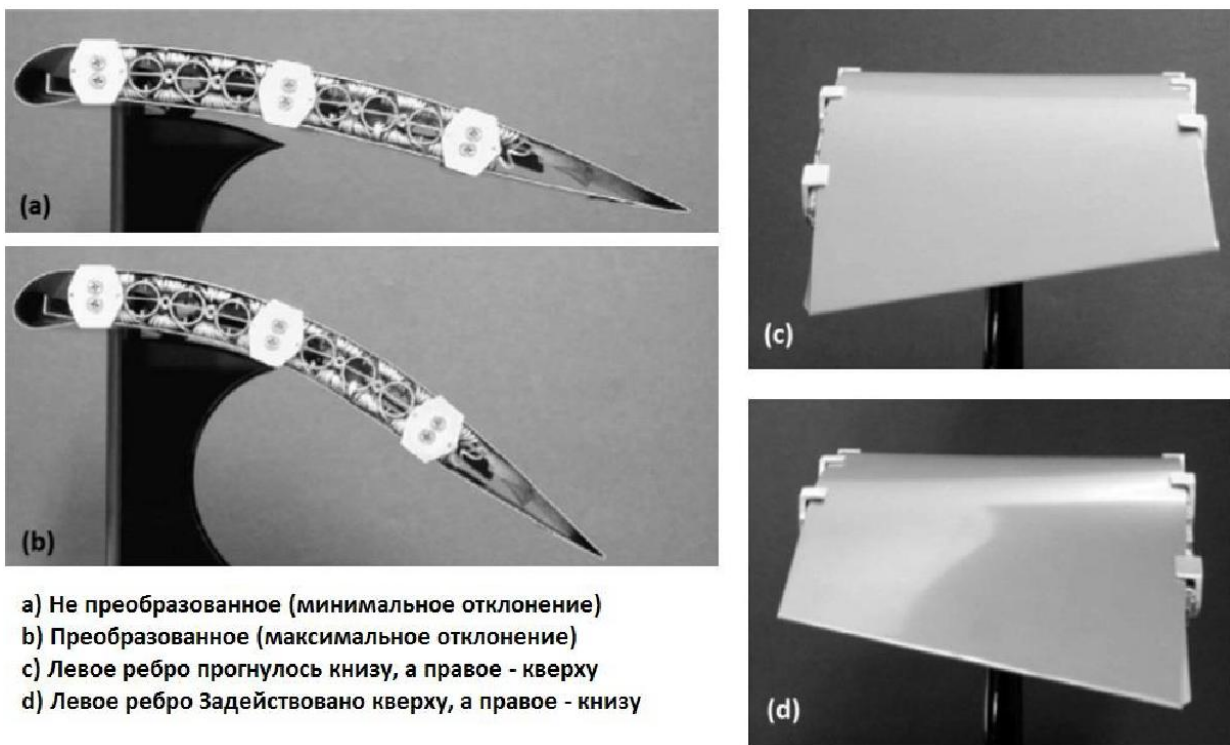


Рисунок 1.16 – Трансформирующееся крыло [12]

Два примера турбин с переменной площадью были построены и протестированы (рисунок 1.17).

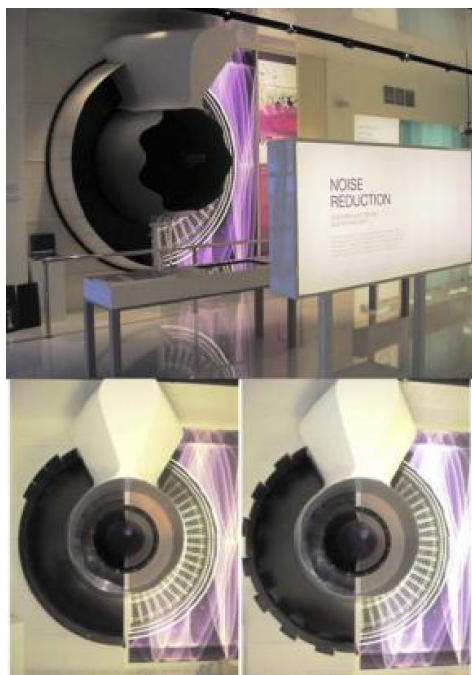


Рисунок 1.17 – Прототип сопла с изменяемой площадью поверхности, представленный на Farnborough Air Show 2008 [13]

Позднее было предложено устройство для разворачивания солнечных панелей на основе сплава с памятью формы [10]. Панель представляет из себя устройство, которое объединяет несколько модулей (рисунок 1.18) и которые соединены ленточными приводами из материала с памятью формы. Такие панели с приводами были установлены на спутник НАСА Earth Observing 1.

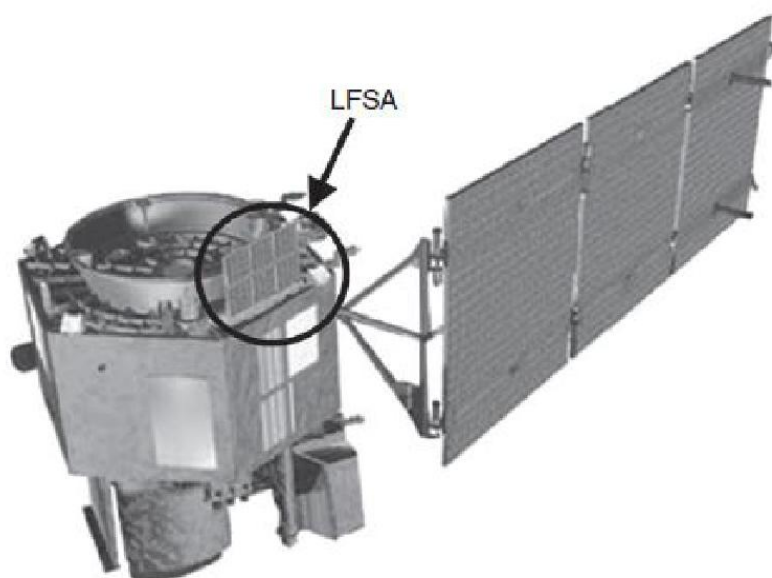


Рисунок 1.18 – Спутник Earth Observing 1 с установленными на него солнечными панелями [10]

Очень перспективны новые металлические материалы, армированные углеродными нанотрубками, используя технологию искрового плазменного спекания. При этом спекаются высокостойкие алмазные композиты для создания алмазного инструмента нового поколения, пригодного для бурения твердых пород, грунтов вечной мерзлоты и прочее [14]. Существует 3 метода получения алмаза: природный; синтез при высоком давлении (НРПТ); химический синтез при низком давлении из газовой фазы (CVD) (рисунок 1.19).

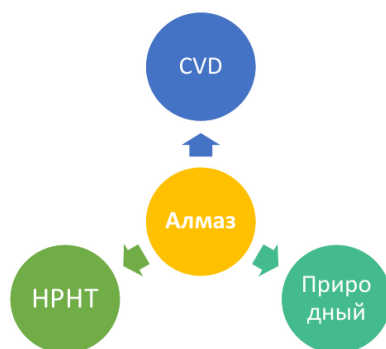


Рисунок 1.19 – Методы получения алмаза [14]

Еще с середины 20-го столетия был разработан метод, который позволял материал из углерода химически осаждать из газовой фазы (CVD - Chemical Vapor Deposition). CVD – метод мог осаждать 4 типа углерода: аморфный, α -C; тетраэдрический, α -C; поликристаллический углерод; монокристаллические алмазные пленки [14]. Основные этапы этого процесса показаны на рисунок 1.20,а.

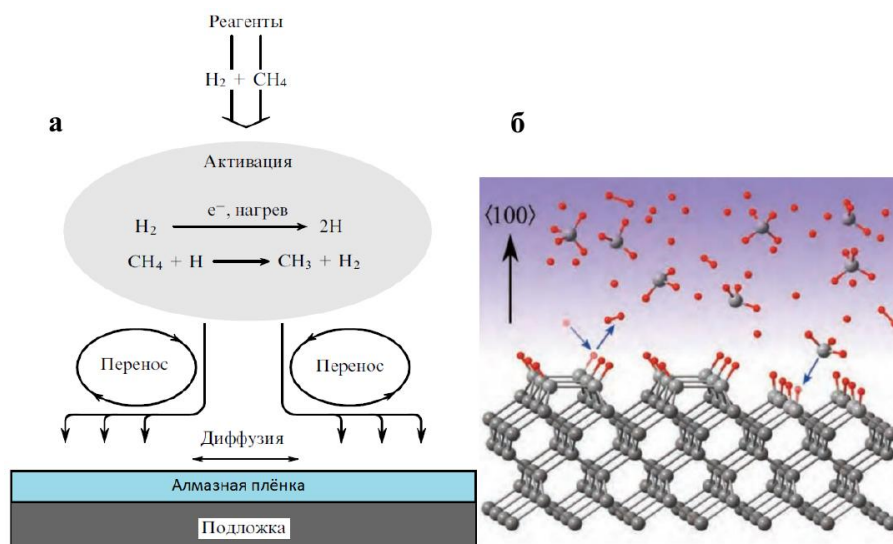


Рисунок 1.20 – (а) Основные этапы процесса получения алмаза методом CVD; (б) Схема химических реакций на гидрогенизированной и реконструированной поверхности {100} алмаза. Углерод и водород показаны серыми и красными шариками соответственно (из работы [15])

В методе «горячей нити» от нагретой подложки (700-1000°C) на расстоянии 5-7 мм помещают проволоку, нагретую до 2000-2200°C, из тугоплавких металлов – вольфрам, тантал (см., рисунок 1.21 слева).

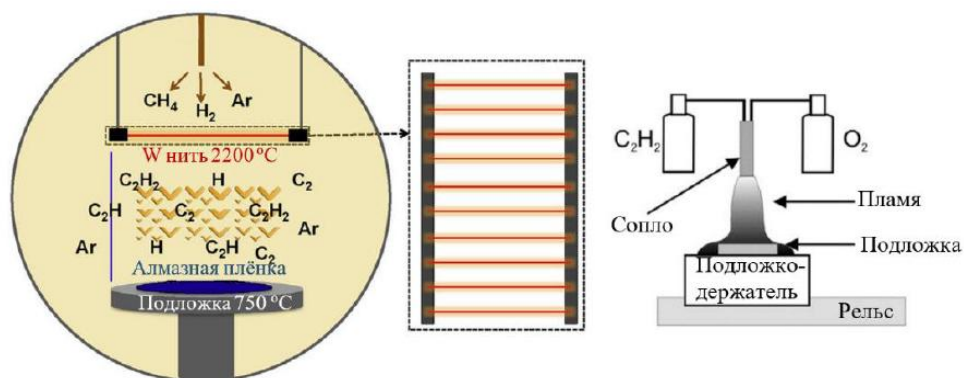


Рисунок 1.21 – Слева: схема поперечного сечения камеры осаждения HFCVD и вид сверху на массив нитей [16]. Справа: схема эксперимента по нанесению алмаза в пламени кислородно-ацетиленовой горелки [17]

Метод «горячей нити» используется для покрытия микро- и нанокристаллическими алмазными плёнками режущих, фрезерных и шлифовальных инструментов (рисунок 1.22).

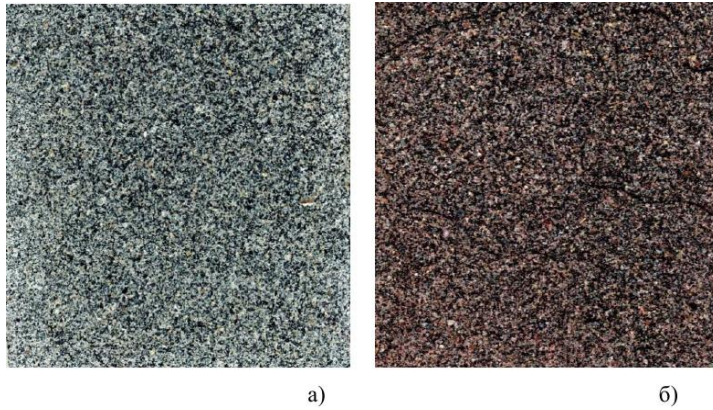


Рисунок 1.22 – Фреза для высокоскоростного фрезерования с рабочей частью из CVD-алмаза (а) и твердосплавные пластины с вставками из CVD-алмазов (б) [14]

Объекты командных пунктов и управления, спецобъекты, взлетно-посадочные полосы аэродромов обустраиваются высокопрочными и сверхвысокопрочными многокомпонентными бетонными смесями (с прочностью 120–200 МПа), фибробетонами нового поколения и многокомпонентными модифицированными смесями (рисунок 1.23, 1.24).



Рисунок 1.23 – Внешний вид образцов архитектурно-декоративного бетона с полированной поверхностью [18]



а) серый гранит; б) розовый гранит

Рисунок 1.24 – Поверхность бетона, имитирующая гранит [18]

Актуальным направлением представляется разработка на основе тугоплавких боридов металлов ультравысокотемпературных материалов для наиболее термонагруженных деталей гиперзвуковых летательных аппаратов, работающих при температурах 2000-2500°C (рисунок 1.25, 1.26).



Рисунок 1.25 – Борид титана [19]



а

б

Рисунок 1.26 – Внешний вид (а) и излом (б) керметного материала $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{Cr}_2\text{O}_3 \times \text{TiC} - \text{Cr}_3\text{C}_2$, $V_{\text{p-ра}}=3\text{л}$, $M_{\text{см}}=100 \text{ г}$ [19]

К этому примыкает направление – разработка силицидов ниобия и молибдена для газотурбинных двигателей в авиации (рисунок 1.27, 1.28, 1.29) [20].

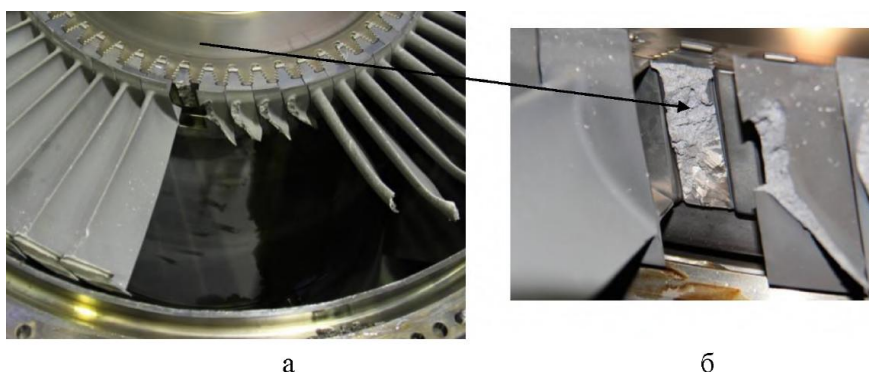
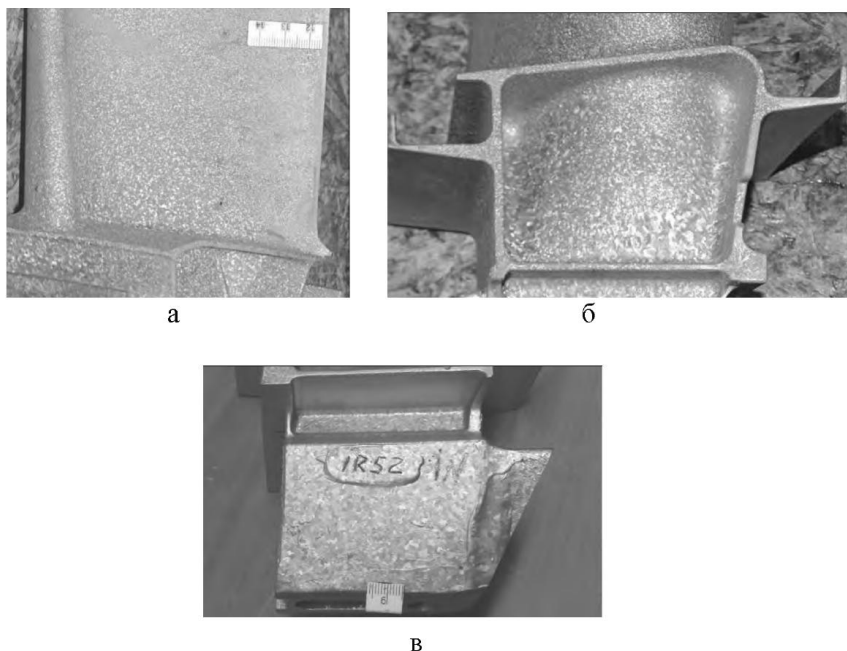


Рисунок 1.27 – Характерное усталостное разрушение лопаток в эксплуатации: а – внешний вид ротора; б – вид усталостного излома лопатки [20]



Рисунок 1.28 – Структура лопаток с поверхностным модифицированием [20]



а – перо лопатки; б – «карман» замка лопатки; в – замковая часть лопатки

Рисунок 1.29 – Вид макроструктуры материала лопаток, изготовленных с применением процесса поверхностного модифицирования [20]

Разработка материалов, обладающих большой прочностью, упругостью, прозрачностью и легкостью из аэрогелей очень актуальна для изготовления бронезилетов, брони для техники, демпфирующих покрытий. Исследователи из лаборатории прикладной физики Университета Джонса Хопкинса (Балтимор, США) разработали технологию, которая позволяет эффективно использовать аэрогели (например, диоксида кремния, углерода и др.) как поглотители кинетической энергии, возникающей, например, в бронезилете при попадании пули, во время взрыва и т.д. (рисунок 1.30).



Рисунок 1.30 – Бронежилеты

Предложенная конструкция состоит из нескольких очень лёгких разрушаемых слоёв неорганического аэрогеля, размещённых между более традиционными упругими слоями органической ткани. Возможен также вариант внешнего расположения слоёв аэрогеля, прикреплённых к упругим слоям в определённых точках. Предполагается, что слои аэрогеля будут чрезвычайно тонкими, и такой защитный композит будет состоять из множества слоёв.

Для оборонной техники актуально создание и производство улучшенных и перспективных марок фторсилоксановых каучуков нового поколения (покрытия по металлу, стали, алюминию, никелю, титану, оргстеклу; устойчивы при температурах от – 60 до +250 в агрессивных средах масел, топлива, растворов кислот и щелочей), фоточувствительных полимерных смол с повышенным сроком хранения и энергоэффективных ультрафиолетовых светодиодных установок для отверждения изделий, эластифицированных эпоксидных смол для технических задач точного приборостроения, разработка новых высокоэффективных вяжущих – ненасыщенных поликетонов (покрытия, клеи, герметики) (рисунок 1.31).



Рисунок 1.31 – Каучук в деталях военной техники [21]

Стратегия импортозамещения реализуется через динамичное развитие всего производства, повышение качества производимого товара, технологий, применяемых на предприятиях, внедрение инноваций. Переориентация выпуска гражданской продукции на применение технологий двойного назначения может дать мощный импульс для преодоления накопленного отставания.

1.2 Приоритеты зарубежных НИОКР двойного назначения

Здесь мы затронем вопросы развития приоритетных технологических направлений двойного назначения в ряде зарубежных стран (США, Великобритания, Япония, Китай, Германия, Франция, Израиль, Индия) [22].

США. В США зачастую военные разработки применялись в гражданских целях – процесс «спин-офф». К ним относятся системы, связанными с радарными, полупроводниками, средствами навигации, микроэлектроникой, датчиками контроля и целый ряд прочего, включая современные дисплеи. 15 технологий относились к двойным технологиям.

К чисто военным можно отнести следующие 6 технологий, такие как гиперскоростные снаряды, материалы с высокой энергетической плотностью, управление сигнатурами объекта, импульсные источники энергии, высокочувствительные локаторы для обнаружения малозаметных целей, обеспечение эффективности эксплуатации оружия в различных условиях окружающей среды. Прогресс по каждой из выделенных 21 технологии был бы невозможен без широкого междисциплинарного подхода к НИОКР в целом. Здесь мы остановимся на некоторых из них.

Программа министерства обороны (МО) США в области двойного использования науки и технологий увязывает научно-исследовательские сообщества военного и гражданского секторов (рисунок 1.32).



Рисунок 1.32 – Организационно-управленческие усилия МО США в области двойного использования технологий (по данным публикаций МО США) [22]

В ноябре 2014 г. Чак Хэйгел объявляет о необходимости принятия Стратегии третьего офсета или Третьей стратегии компенсации. Считается, что в наибольшей

степени провозглашение Третьего офсета связано с тем, что «быстрый и расширяющийся (продолгованный) экономический рост в Азии, снижение уровней военных разногласий среди стран, тратящих на военные нужды более других, и возрастающая сложность военных технологий, включая традиционные военные системы и «нарастающие» кибервозможности, трансформируют глобальный военный ландшафт. Такое развитие идет параллельно с имеющим в настоящее время место, значительным перевесом США в оборонной сфере, и представляет фундаментально другую реальность, где военно-технические возможности, стоимость рабочей силы и оборонно-промышленная база сводятся воедино (конвергируют) в направлении глобального паритета (соответствия).

Основные технологические компоненты третьего американского офсета на сегодня заключаются в разработке следующего поколения платформ проецирования силы, таких как беспилотные автономные боевые самолеты, ускорении производства стратегических бомбардировщиков дальнего радиуса действия, дополнительных инвестициях в боевые беспилотные подводные системы, а также мерах по снижению уязвимости США и их партнеров к потере космических систем связи. Большое внимание уделяется разработке систем связи, разведки, командования и наблюдения.

Вышеназванные элементы сдерживания, по всей видимости, могут составить глобальную разведывательно-ударную систему GSS, развитие которой продвигает американский Центр стратегических и бюджетных оценок (CSBA). Особое место в рамках Третьего офсета отводится противодействию системам A2/AA и платформам «недопуска в регион». Как отмечал министр обороны США Э.Картер, в 2017 г., несмотря на секвестр военного бюджета, в целом продолжилось расширение «портфеля военных возможностей». В частности, военно-воздушные силы США увеличили инвестиции в киберсферу, космос и ядерное сдерживание.

Наибольший интерес среди современных радикальных мер по обеспечению подготавливаемой в США их следующей инновационной экспансии представляет создание нового типа государственно-частного партнерства по примеру такой организации, как «Экспериментальное подразделение оборонных инноваций» - партнерстве Министерства обороны США с компаниями Силиконовой долины. Это новая организация МО США в Калифорнии, созданная в исключительно короткие сроки, чтобы заинтересовать компании Силиконовой долины потратить время и силы на то, что требуется американским военным для поддержания их технологического превосходства на десятилетия вперед. То есть главная задача – пригласить и стимулировать работающие в Силиконовой долине компании принять участие в разработке следующего поколения военной техники для вооруженных сил США. В политических и военных кругах США в настоящее время уже широко признается, что расширение отношений с американским бизнесом, включая многие из «наиболее инновационных» компаний мира, является критическим компонентом Третьей стратегии компенсации.

Франция. В 2009-2012 гг. в кооперации были реализованы следующие демонстрационные образцы:

- универсальные системы сетевого взаимодействия и управления информационными потоками (организация информационной сети);
- программно-определяемая радиосистема (или так называемое цифровое радио);
- РЛС наземного наблюдения воздушного базирования;
- многоканальная активная модульная бортовая (универсальная) РЛС воздушного базирования;
- электромагнитные многофункциональные интегрированные системы;
- крылатая ракета Post-BDI (Post-Battle Damage Information – информация о нанесенном уровне потерь);
- гиперскоростной гиперпрямоточный воздушно-реактивный двигатель;
- система сканирования и преобразования земного ландшафта воздушного базирования (Bulle Opérationnelle Aéroterrestre/BOA);

- реактивный снаряд для сухопутных войск;
- система показателей точности снарядов;
- беспилотный боевой летательный аппарат;
- всепогодный, с усиленными боевыми возможностями вертолет;
- система разминирования небольшого радиуса действия (с близкого расстояния);
- оптоэлектроника для систем управления огнем воздушного базирования;
- глобальная система защиты от химических, биологических, радиологических и ядерных угроз (защита от угроз применения ОМП).

Из всех средств, которые Франция потратит на развитие научно-технического задела (не считая ядерных исследований и исследований в области двойных технологий), примерно 1/5 идет на совместные с другими странами научные исследования. Франция является основным донором в кооперацию в области развития научно-технического задела в Европе, равно как и Великобритания, несмотря на ее «особое положение» на континенте. Чтобы увеличить этот процент (и свое участие в совместных программах), Франция стремится:

- осуществлять кооперацию по приоритетным проектам, избегая распыления ресурсов;
- идентифицировать лучшие механизмы для кооперации;
- уделять первостепенное внимание перспективной совместной деятельности и рассматривать вопросы об отмене на ранних этапах той деятельности, которая имеет мало шансов на успех.

Политика МО Франции в области закупки вооружений базируется на принципе конкурентоспособной автономности, позволяющем добиваться лучшей экономической эффективности в закупках при сохранении автономного снабжения. Цель выдачи контрактов на развитие научно-технического задела делает возможным применение подобного принципа в отношении будущих программ. Этот принцип приводит к самым различным последствиям (большей самостоятельности, кооперации, обращению к мировому рынку), в зависимости от конечного использования соответствующей продукции военного назначения.

Примеры закупочных стратегий Франции:

- независимость: атомные подводные лодки, стратегические ракеты, радиоэлектронная борьба (РЭБ), навигация;
- кооперация: A440M (военно-транспортный самолет), Tigre (ударный вертолет), NH90 (многоцелевой вертолёт), nEUROn (проектируемый разведывательно-ударный беспилотный летательный аппарат), UAV (системы беспилотных летательных аппаратов/БПЛА);
- мировой рынок: колесные транспортные средства, самолеты воздушного наблюдения, катапульты для авианосцев.

Для того, чтобы более эффективно использовать результаты гражданских исследований, оборонные исследования, как правило, ведут в направлении:

- ускорения перехода между различными этапами технологического созревания: поискового исследования, разработки технологий, демонстрации;
- освоения открытых архитектур, обеспечивая тем самым внедрение технологий на стадии разработок, частичную модернизацию на протяжении всего жизненного цикла эксплуатации систем, а также поэтапную разработку.

Отношения между ГУВМОФ и другими участниками, отвечающими за развитие научно-технического потенциала, являются важной составляющей общего успеха. При этом именно кооперация с гражданскими исследованиями становится все более актуальной.

Сотрудничество и поиск взаимодействия между оборонными организациями и институциональным исследовательским сообществом Франции развивается:

- призывая и мотивируя лаборатории, лучших исследователей во французском

сообществе по науке и технике к работе по темам, интересным для оборонной сферы;

- повышая эффективность совместно используемых финансовых ресурсов и таким образом способствуя более эффективной государственной исследовательской системе;
- распространяя информацию об оборонных потребностях за пределы МО и раскрывая оборонные цели для гражданского сообщества;
- интегрируя оборонные вопросы в национальные и европейские гражданские исследовательские сети посредством стимулирования нового исследовательского направления с участием инновационных лабораторий и ПСМБ (предприятий среднего и малого бизнеса), посредством поддержки конкурентоспособных кластерных проектов, представляющих интерес для вопросов обороны страны.

Великобритания. Руководство Великобритании отводит ключевую роль военно-ориентированным НИОКР в системе национальной безопасности. Расходы на военные НИОКР Великобритании представлены на рисунке 1.33.



Рисунок 1.33 – Расходы на военные НИОКР в Великобритании и их структура (млн.ф.ст., в ценах 2014 г.) [22]

Таким образом, основные направления инновационного развития в оборонной сфере Великобритании представляют собой, по существу, «продуманную долгосрочную поддержку фундаментальных и прикладных исследований и технологических разработок со стороны Министерства обороны, организаций, занимающихся военно-ориентированными НИОКР и/или закупками для вооруженных сил страны». Данные положения изложены в ряде документов государственного уровня, что в итоге является основой для достижения высокого уровня конкурентоспособности наукоемкого промышленного сектора экономики страны.

Следует подчеркнуть, что на современном этапе технологии двойного назначения приобретают решающее значение в оборонной промышленности. Применение гражданских технологий в военных системах позволяет «значительно снижать стоимость систем оружия при сохранении и даже улучшении их тактико-технических характеристик». В свою очередь, применение военных высокотехнологичных разработок в гражданской сфере значительно повышает качество продукции. Еще в начале 1990-х годов МО Великобритании выдвинуло предложения по реформированию сферы военных НИОКР. Одной из причин необходимости в реформе, по мнению британского правительства, было неэффективное использование военных технологий в гражданской

сфере. И на протяжении 1990-х гг. и первого десятилетия текущего столетия значительные изменения претерпели государственные оборонные научные организации (рисунок 1.34).

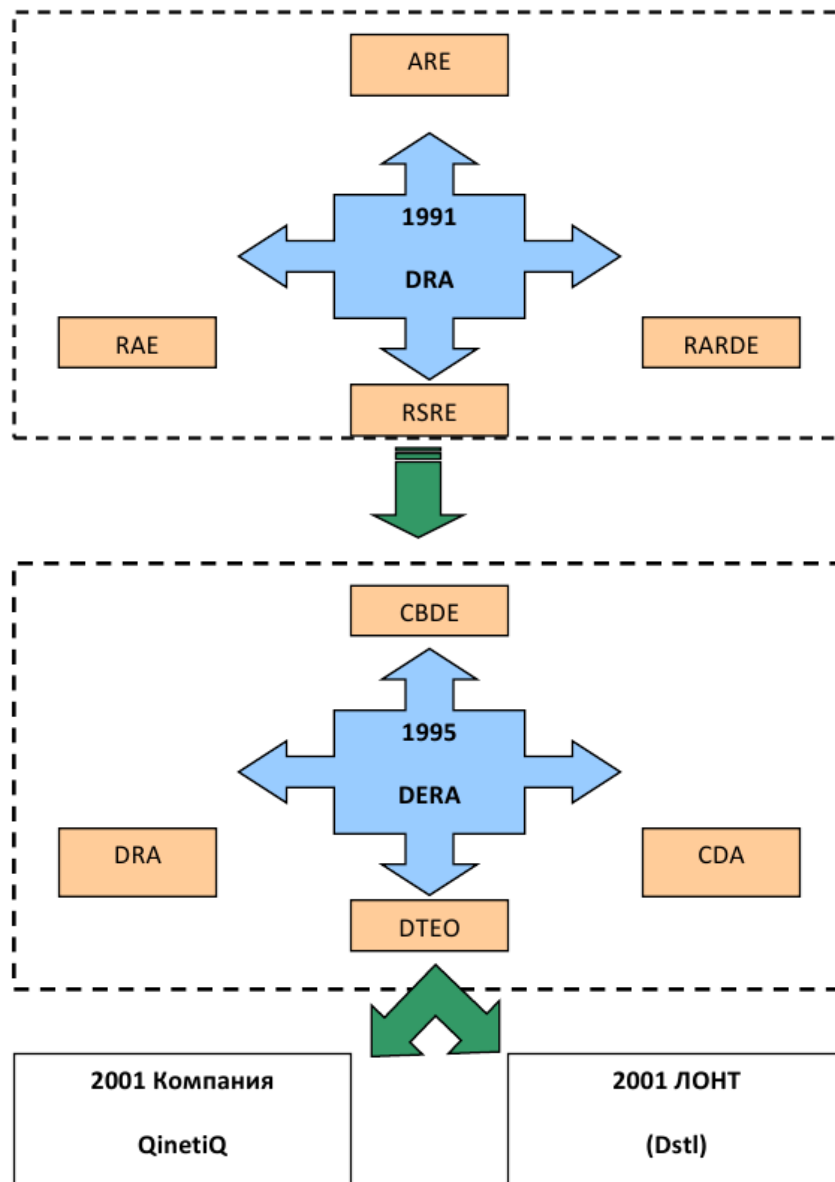


Рисунок 1.34 – Схема преобразования государственных военно-исследовательских организаций в Великобритании с 1991 по 2001 год [22]

Таким образом, в настоящее время в Великобритании не перестает совершенствоваться военно-инновационная инфраструктура. Проведением НИОКР занимается широкий спектр организаций – от государственной ЛОНТ до промышленных компаний и университетов, выполняющих заказы как МО Великобритании, так и МО других стран. Государственные научно-исследовательские организации и ЛОНТ постепенно утрачивают свою главенствующую роль в проведении исследований в военной сфере. Важно отметить, что на современном этапе делается упор на развитии взаимодействия между промышленными и академическими кругами для проведения совместной исследовательской деятельности, поэтому и были созданы «оплоты знаний» и ЦОТы. Потребовалось целое десятилетие, чтобы сформировать эффективные формы такого сотрудничества, которые позволили повысить эффективность от проводимых

НИОКР.

Германия. Федеративная Республика Германия на сегодняшний день является одной из стран-лидеров в области высоких технологий и инноваций. Наряду с такими отраслями, как машиностроение (и особенно станкостроение), химическая промышленность, транспорт и коммуникации, энергетический сектор, в стране активно развиваются био- и новые компьютерные технологии, так называемый сектор «чистых технологий» (cleantech), охватывающий источники альтернативной энергии, инновационные материалы и новые виды транспорта, создаются и используются новое высокотехнологичное медицинское оборудование, наноматериалы, лазеры, активно функционирует ряд других инновационных секторов. ФРГ находится на четвертом месте в мире по объемам ежегодных инвестиций в сферу НИОКР (научные исследования и разработки) и на третьем месте в мире (после США и Японии) по общему объему инвестиций со стороны крупнейших компаний в сферу НИОКР.

В целом структура осуществления НИОКР в ФРГ может быть представлена в следующем виде (рисунок 1.35).

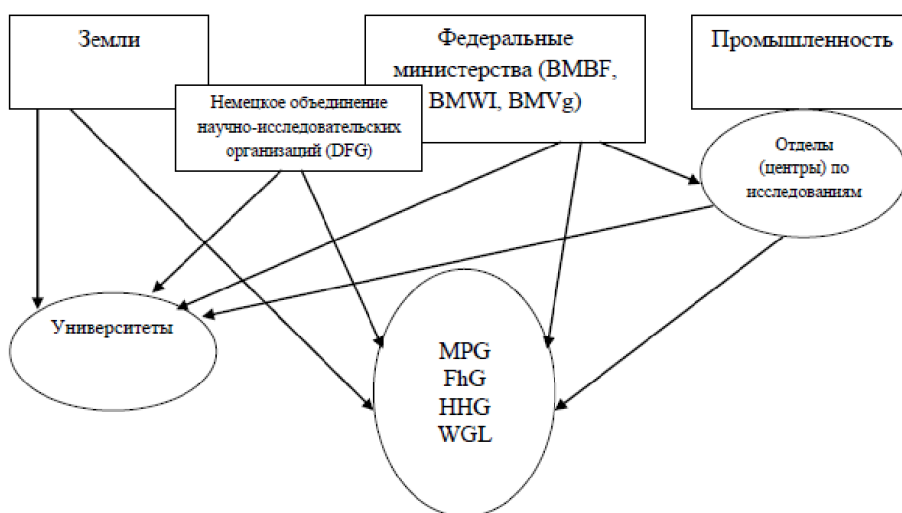


Рисунок 1.35 – Структура НИОКР в Германии [22]

Метод Дельфи по определению «технологий будущего» был дополнен в ФРГ так называемой системой «раннего предупреждения», на основе которой также осуществляется поиск и выбор ключевых технологий («технологий будущего»). Методика основывается на сочетании экспертных интервью, патентного анализа, анализа процессов развития современных технологий, а также аспектов, связанных с развитием международного технологического сотрудничества, по результатам которых профильными агентствами в рамках соответствующих министерств проводятся экспертные семинары, и осуществляется отбор вначале пилотных проектов, а затем – проектов, на которые выделяется финансирование (рисунок 1.36). На каждой из стадий данного процесса в обсуждениях участвуют эксперты как от научных институтов и организаций, так и от промышленных компаний, тем самым происходит непосредственное взаимодействие представителей науки, промышленности и государственных ведомств.



Рисунок 1.36 – Определение технологий будущего в рамках VMBF: система «раннего предупреждения» [22]

Главными характеристиками данного метода определения научно-технологических приоритетов являются:

- формулировка конкретных целей (проектов);
- новое качество решения проблем (на основе комплекса методов и большого числа участвующих сторон);
- он является междисциплинарным и объединяющим в себе множественные цели (его ожидаемые результаты не связаны с конкретными дисциплинами и технологиями – они носят более системный характер, а также принимают во внимание разные взгляды, исходящие от различных групп интересов);
- он исходит из социальных нужд (запросов);
- ориентирован на общественность и является понятным для общественности;
- имеет экономическое обоснование.

В числе важнейших направлений оборонных исследований и исследований в области технологий двойного применения, которые проводятся в настоящее время в ФРГ, можно отметить следующие:

- исследования в области безопасности беспилотных систем (БЛА);
- исследования в области развития систем разведки и наблюдения (ISR) и беспилотных систем;
- исследования по радарам военного назначения и системам командования, контроля, связи, компьютерной связи и наблюдения (C4I);
- исследования в области робототехники;
- исследования в области развития систем командования и контроля (C2), в том числе с использованием в этих системах данных в формате 3D;
- исследования в области технологии запуска (отделения) баллистических ракет или их ступеней с различных платформ (систем) воздушного базирования, возможности снижения эффекта РЮ (так называемая «раскачка самолета, спровоцированная пилотом»).

Япония. Япония является одним из мировых лидеров в сфере высоких технологий и инноваций. Однако роль технологических инноваций и предприятий, ориентированных на оборонный сектор в высокотехнологическом комплексе страны, а также объемы выпуска технологической продукции военного назначения незначительны – особенно в сопоставлении с другими странами-лидерами.

Общая нацеленность на производство высокотехнологичной и инновационной продукции в Японии обусловила накопление страной широкого опыта исследований и конкретных разработок двойного назначения – таких, например, как разработки по микро- и нанозлектронике, в аэрокосмическом секторе и ракетостроении, в области беспилотных

систем, технологий искусственного интеллекта (ИИ), робототехники. В настоящее время сектор «двойных» технологий производит весьма значительную часть от общего объема высокотехнологичной продукции, производимой Японией. Несмотря на изначальное сугубо гражданское назначение в использовании обозначенных технологий, японским правительством было признано стратегическое значение этих высокотехнологичных областей для национальной безопасности.

В настоящее время с целью стимулирования развития национальной инновационной деятельности правительством Японии прорабатываются два типа программных документов:

– программы типа всеобъемлющих стратегий, где фиксируются общие тренды и рекомендации по научно-техническому и инновационному развитию на средне- и долгосрочный период;

– программы, сфокусированные на конкретном направлении или конкретных технологиях.

Среди приоритетных направлений в развитии инноваций в последние годы выделяются: робототехника, аддитивные технологии, нанотехнологии и новые материалы, биомедицина, альтернативная энергетика, кибербезопасность, технологии беспилотного управления транспортом и некоторые другие.

В 2014 г. в Японии Министерством экономики, торговли и промышленности была принята программа развития аддитивных технологий (3D-технологий). В рамках ее реализации было создано специализированное научно-исследовательское объединение TRAFAM. Целью ассоциации является выход на рынок с передовыми металлопорошковыми технологиями для изготовления сложных деталей, включая комплектующие для самолетов, ракет и космических аппаратов. В ассоциацию вошли Национальный институт передовой индустриальной науки и технологии (AIST), два национальных университета, а также 27 технологических компаний, в том числе Panasonic, Mitsubishi Heavy Industries, IHI, Kawasaki Heavy Industries, Komatsu и Nissan Motor. Каждый член этого объединения принял на себя обязательства ежегодно инвестировать 500 тыс. иен в деятельность ассоциации, в рамках которой университеты будут проводить научные исследования, а компании должны будут разрабатывать технологии на основе этих исследований.

В рамках реализации программы аддитивных технологий были намечены следующие этапы:

1. Разработка технологий, включающих в себя как изготовление приборов, материалов, так и программного обеспечения;

2. Создание условий для ускорения процесса изготовления при использовании открытой сети;

3. Подготовка кадров нового поколения, способных работать с информацией формата 3D;

4. Поиск наилучших подходов в создании предприятий, способных гибко реагировать на изменения, касающиеся источников добавленной стоимости.

Развитием инноваций в оборонной области в Японии занимаются преимущественно крупнейшие японские промышленные корпорации – многоотраслевые холдинги, оперирующие преимущественно на коммерческих рынках, они же выполняют большую часть военно-ориентированных НИОКР.

Оборонным ведомством Японии был поставлен и ряд задач в области повышения эффективности трансфера гражданских технологий в оборонный сектор и активного использования технологий двойного назначения. В этом плане отмечалось о необходимости таких мер, как а) усиление взаимодействия с университетским сектором и исследовательскими институтами в данной области; б) усиление функций контроля за технологиями для предотвращения «утечки» перспективных технологий; в) содействие в применении военных технологий в гражданских целях (по ряду секторов, проектов); г)

повышение роли аналитической составляющей с акцентом на сбор информации, имеющей отношение к технологическому развитию, и сбор данных о сильных (слабых) сторонах работы в этом отношении промышленности и научного сектора. Министерство обороны Японии, как указывалось, внимательно рассмотрит и произведет переоценку состояния дел в сфере НИОКР и предпримет соответствующие меры в целях повышения эффективности оборонных НИОКР.

Японская компания NEC (Nippon Electric Corporation) является одним из ведущих мировых производителей электронной, компьютерной техники, телекоммуникационного оборудования. NEC участвовала в разработке нескольких десятков спутниковых систем, систем кибербезопасности, включая технологии централизованного контроля компьютерных программ на основе данных о ее конфигурациях и функциях, система получения, распознавания и анализа данных, включая системы мониторинга и контроля аэропортов, автомобильных и железных дорог, промышленных объектов (в том числе на основе детекции аномальной деятельности с использованием больших объемов данных). Практически все указанные системы и технологии прямо или опосредовано используются в интересах обороны и безопасности страны, относясь к технологиям двойного назначения.

Китайская народная Республика (КНР). За последние годы в КНР, сумевшей к началу XXI века существенно укрепить свои позиции практически во всех отраслях мирового хозяйства, значительно усилилось внимание к вопросам создания технологий двойного назначения и организации их трансфера, как из военного в гражданский сектор экономики, так и в обратном направлении. Это в значительной мере стимулировано процессами конверсии оборонной промышленности, обусловленной сокращением уровня военных расходов, а также процессами реконверсии, заключающейся в использовании военных технологий в сфере гражданского производства. Под влиянием опыта развитых стран Китай перешел от централизованной к корпоративной системе отрасли, включающей 11 ориентированных на рынок крупных объединений китайской военной промышленности. Таким образом, в КНР возникли следующие военно-промышленные корпорации, выпускающие как военную, так и гражданскую продукцию:

- корпорация ядерной промышленности;
- корпорация по строительству объектов ядерной промышленности;
- первая корпорация авиационной промышленности;
- вторая корпорация авиационной промышленности;
- северная промышленная корпорация;
- южная промышленная корпорация;
- корпорация судостроительной промышленности;
- корпорация тяжелого судостроения;
- корпорация аэрокосмической науки и техники;
- корпорация аэрокосмической науки и промышленности;
- корпорация электронной науки и техники.

В настоящее время реформа оборонно-промышленного комплекса Китая продолжается. Приоритетными направлениями реформы ОПК Китая сегодня являются:

- продолжение конверсии военного производства, активное использование избыточных мощностей оборонных отраслей промышленности в интересах гражданского сектора экономики;
- совершенствование системы управления ОПК с целью создания нового механизма хозяйствования предприятий оборонной промышленности, отвечающего требованиям рыночной экономики;
- стимулирование процесса передачи гражданскому сектору промышленности передовых технологий, созданных в системе ОПК;
- активное вовлечение гражданского, в том числе негосударственного сектора экономики в процесс разработки и производства продукции военного назначения;

- создание системы малого по объему военного производства при сохранении широких мобилизационных возможностей;
- повышение качества подготовки квалифицированных кадров для военной промышленности для работы на всех уровнях разработки и производства вооружений и военной техники.

Сегодняшняя КНР значительно отстает от мировых лидеров по такому показателю, как расходы на НИОКР на душу населения (рисунок 1.37), но данный факт объясняется высокой численностью населения КНР.

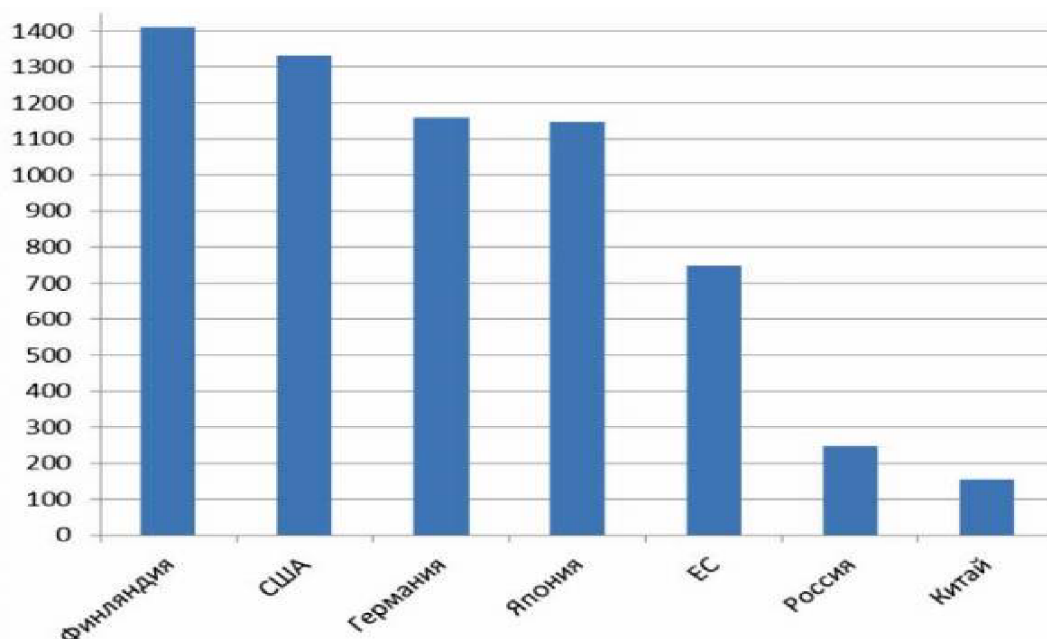


Рисунок 1.37 – Объем расходов на НИОКР на душу населения, в долл. США по ППС, 2013 г. [22]

Исторический период, начавшийся в 80-е гг. прошлого века, стал исключительно важным для претворения Китаем в жизнь стратегических целей модернизации страны. Темпы развития науки и внедрения технологий в Китае беспрецедентны в истории – за 35 лет Китай сделал головокружительный рывок в сфере НИОКР и на деле доказал тезис Дэн Сяопина, что «наука и технологии являются первой производительной силой». Особое внимание при этом Китай уделял и продолжает уделять развитию производственных, проектных, эксплуатационных и технологических цепочек, которые могут найти применение для производства как гражданской, так и военной продукции – технологий двойного назначения.

Благодаря реализации стратегии подъема страны за счет науки, технологий и основных программ развития технологий двойного назначения, проведению широкомасштабной конверсии военного производства и активизации процессов реконверсии, а также увеличению объемов финансирования материальной базы научных исследований, Китай к настоящему моменту времени смог стать второй в мире державой по объемам как гражданских, так и военных НИОКР. Страна сегодня занимает второе место в мире по таким показателям, как инвестиции в научные исследования и разработки, выпуск научных публикаций, наращивание высокотехнологичного производства, а также первое место в мире по обеспеченности научными и инженерными талантами.

Израиль. Израильский вариант развития показывает, что мощным стимулом технологического и военно-технического прорыва может быть необходимость выживания

в условиях постоянных военных конфликтов, враждебного окружения и сложностей с получением вооружений извне.

Современный ускоренный количественный и качественный рост производства в Израиле высокотехнологичной гражданской продукции и продукции двойного назначения первоначально во многом базировался на запросах и деятельности вооруженных сил и ВПК страны, по сути «произошел» из сферы безопасности, и эти связи со временем только укреплялись. Это, например, в полной мере относится к информационным технологиям. Еще более полувека назад в структуре Армии обороны Израиля и Министерства обороны были созданы первые компьютерные подразделения, и в настоящее время израильские вооруженные силы являются одними из самых компьютеризированных в мире.

Коммерциализация научных достижений, в том числе на базе университетов, является одним из слагаемых успеха инновационной модели Израиля. Так, Институт Вейцмана, всемирно известный исследовательский центр, стал одним из первых институтов мира, при котором была создана особая организация по коммерческому внедрению его разработок «Иеда», а сегодня подобные структуры существуют во всех израильских университетах. Коммерческое подразделение «Иеда» и его компания «Юссим» являются действительно крупнейшими в своей категории по трансферу технологий. «Иеда» находится на одной из ведущих позиций в мире среди аналогичных компаний, осуществляющих трансфер технологий, многие из которых имеют применение в сфере обороны.

Последние два десятилетия в Израиле отмечены рекордным ростом расходов на гражданские исследования и разработки, а также ростом числа ученых, принимающих в них участие. В рамках Закона о поощрении исследований и разработок самые разнообразные НИОКР ведутся в 7 университетах, в десятках НИИ и на сотнях военных и гражданских предприятий Израиля. Свыше 40% средств используется в целях развития науки посредством национальных и правительственных фондов. Благодаря инновациям, выделяя на НИОКР с 2000 года 4 и более процентов ВВП страны, Израиль достиг прорыва и мирового признания во многих сферах хайтека, где развитие происходит на основе активного использования двойных технологий в условиях их взаимного перелива между гражданским и военным секторами.

К новым перспективным направлениям хайтека Израиля относится недавно появившийся и бурно развивающийся сектор, связанный с использованием нанотехнологий, который уже привлекает много инвестиций. Еще шесть лет назад развитие нанотехнологий было объявлено в Израиле национальным приоритетом. В эту сферу было инвестировано более 100 млн. долл. только государственных средств. Координацию работ осуществляет Израильская национальная нанотехнологическая инициатива (INNI), которая проводит анализ деятельности компаний по научным и технологическим направлениям. Значительное количество компаний разрабатывает и производит наноматериалы. Достигнут реальный прогресс в создании эффективных наноконпозиционных материалов и технологий их производства. Так, ученые из Института Вейцмана и Университета им. Бен-Гуриона разработали органическое нановещество с уникальными свойствами: будучи легким и дешевым, как обычная пластмасса, оно обладает твердостью и прочностью стали. Эта разработка имеет в перспективе широчайшую область применения - от зубных имплантов до бронежилетов и космических спутников.

Электронная промышленность и производство программного обеспечения также относятся к наиболее перспективным передовым направлениям израильской промышленности, где концентрируется передовое производство. В этих отраслях военные и гражданские технологии получают наибольшее сближение. Электроника Израиля, которая в период становления производила преимущественно потребительские товары, находит все более активное применение в сложных технологических разработках при

производстве вооружений. Так, Израиль занимает ведущие позиции в области волоконной оптики, электрооптических систем контроля печатных плат, термических приборов видения, электрооптических роботизированных производственных линий.

В стране разработаны и широко используются самые современные компьютерные системы, включающие программное обеспечение и специализированные периферийные устройства, технологии компьютерной графики и обработки изображений. Качество израильских компьютеров подтверждается примером: Аэрокосмическое агентство США (НАСА) выбрало израильскую компанию Aitech в качестве поставщика компьютерных систем для новой ракеты-носителя Falcon 9. Защищенные системы Aitech активно используют армии США, Израиля. Фирма Боинг использует продукцию этой фирмы при разработке сверхзвуковых беспилотных летательных аппаратов. Страна давно стал центром развития технологий хранения данных на флэш-накопителях (USB-флэшку изобрели в израильской компании M-Systems). Филиалами мультинациональных корпораций Motorola, Microsoft, Cisco Systems, IBM, Intel, Google, Apple и другими в стране создано несколько сот исследовательских центров. Осуществляются перспективные разработки в области микроэлектроники, создания средств связи и систем передачи информации на дальние расстояния. Индустрия связи выпускает широкий диапазон продукции: передовые телефонные коммутаторы, системы голосовых сообщений и их преобразование в цифровую форму, дублирующие телефонные линии, различные приложения для интернета. Израиль обладает развитой отраслью по проектированию и производству микропроцессоров и других электронных компонентов. Он является средоточием ведущих компаний, работающих во многих рыночных сегментах, включая полупроводники, связь, безопасность хранения компьютерных данных.

Индия. Индия стремительно врывается в круг ведущих производителей инноваций. При этом государство в Индии традиционно является главным организатором и инвестором научно-технического развития инновационной сферы.

Прямое государственное финансирование инновационной деятельности Индии осуществляет Совет по науке и промышленным исследованиям. Приоритетные направления финансирования – разнообразные НИОКР, считающиеся перспективными и способные дать реальный результат и быть коммерциализованы, создание и внедрение передовых военных технологий, космическая деятельность, энергетическая безопасность, нанотехнологии, фармацевтика и биофармацевтика, телекоммуникации, информационные технологии, которые являются наиболее успешными в современной индийской экономике и важными для общеэкономического развития.

В Индии государство является важным потребителем продукции услуг информационных технологий, в том числе для нужд вооруженных сил, включая закупку сложных систем командования и управления войсками и соответствующих услуг. Государственный спрос (рост 5,2% в год в последний период времени) во многом влияет на направления развития национальной индустрии информационных технологий и его инвестиционное и организационное обеспечение, укрепление государственно-частного партнерства (ГЧП). Так, Министерство людских ресурсов Индии намерено в ближайшее время вступить в партнерство с частными компаниями, включая Tata Motors, Tata Consultancy и др., для создания трех институтов информационных технологий.

Министерство науки и технологий Индии, отвечающее за инновационное развитие страны, приняло и поддерживает программы содействия и финансирования научно-технологического частного предпринимательства. Таковой, например, является Программа развития предпринимательства в сфере высоких технологий (Technopreneur Promotion Program). Это основная программа поддержки НИОКР в структуре частно-государственного партнерства, нацеленная на превращение некоторых перспективных отраслей в технологических лидеров.

В последние годы на третье место после России и США по объемам поставок оборонной продукции в Индию вышел Израиль. В рамках этого сотрудничества

выполняется ряд крупных контрактов в сфере обороны и безопасности. Причем Израиль готов широко делиться военными технологиями и организовывать совместное производство. В период 2006-2013 гг. Израиль поставил в Индию ПВН на сумму 3,944 млрд. долл. (11,37% всего импорта ВВТ Индии за эти годы). Сформированный в этот период портфель заказов на дальнейшие поставки ВВТ в Индию Израилем – 5,2 млрд. долл. В рамках программы «Сделано в Индии» израильский оборонный концерн Рафаэль и промышленный холдинг Кальяни подписали договор о создании совместного предприятия по производству ракетных систем и другой оборонной продукции. Так же корпорация «Израильская авиационная промышленность» и индийская компания Альфа договорились о строительстве на индийской территории совместного предприятия по конструированию мини-БПЛА Bird-Eye 400 и Bird-Eye 650.

Передачи технологий из военной сферы в гражданскую промышленность являются одним из факторов роста общей технологической независимости и экономического развития страны. Значимость DRDO подчеркивается тем, что ее возглавляет министр обороны, а ее генеральный директор – замминистра по науке. В самой Индии уверены, что DRDO является одним из крупнейших в Азии и весьма заметным в мире научно-исследовательским комплексом в области обороны. Его бюджет оценивается примерно в 4-4,5 млрд. долл. в год.

В состав DRDO входят 6 исследовательских управлений, 51 научно-исследовательская лаборатория, которые участвуют в разработке и продвижении технологий в самых различных областях науки. Также в Организацию входят 39 государственных военно-производственных предприятий, 8 государственных акционерных предприятий и 41 государственно-частное предприятие ВПК. Всего же отчисления на контролируемые государством военно-ориентированные предприятия Индии оцениваются в сумму, эквивалентную 8-10% оборонного бюджета страны. Значительные средства в военно-промышленную и военно-исследовательскую деятельность Индии сегодня вкладываются и частными подрядчиками, выделяются из бюджетов совместных гражданских и военных проектов, а также берутся из доходов самих предприятий ВПК.

Другая крупнейшая государственная компания в оборонно-ориентированном бизнесе Индии – Bharat Electronics Limited (BEL) – является одним из главных поставщиков электронной аппаратуры для армии. В состав компании входят 9 предприятий. Сфера ее деятельности включает проектирование и производство оборудования для обеспечения средств связи между военными подразделениями, систем военной электроники, аэрокосмического электронного оборудования, радаров и сонаров, танковой электроники, оптоэлектроники. Корпорация производит также вооружение ПВО (ЗРК Акаш), системы управления стрельбой, военно-морские средства РЭБ, в том числе Samyukta – мобильную интегрированную систему РЭБ, созданную совместно DRDO, BEL, Electronics Corporation India Limited и Корпусом сигналов армии. Корпорация производит целый спектр продукции военного и гражданского назначения на основе двойных технологий. Например, средства метеорологии, медицинской помощи, солнечные батареи, полупроводники, гидролокаторы, системы борьбы с лесными пожарами, оптоэлектронику для телекоммуникаций. Технологии для дальней коммуникации включают электрические и электромагнитные технологии, от «гражданских» телеграфа, телефона, телепринтера, радио до микроволновых сетей передач, волоконной оптики и спутников связи.

1.3 Шесть российских научных проектов НИОКР

Здесь приведен обзор результатов реализации в 2021 г. шести крупных научных проектов в области материаловедения по приоритетным направлениям научно-технологического развития [23].

Проект 1 «Фундаментальные основы спиновых технологий и направленного конструирования «умных» полифункциональных материалов для спинтроники и молекулярной электроники».

Предлагается магниторезистивный биосенсор на платформе CoFeB/Ta/CoFeB для бесконтактной идентификации магнитомеченых клеток и развития экспресс-измерений «лаборатория на чипе» (рисунок 1.38).

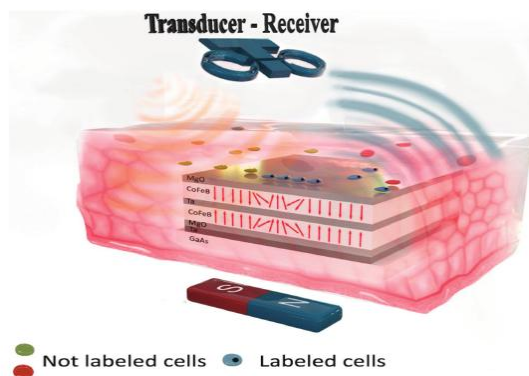


Рисунок 1.38 – Принцип создания магниторезистивного биосенсора на платформе CoFeB/Ta/ CoFeB для идентификации магнитомеченых биологических объектов [23]

Синтезирован и исследован уникальный комплекс двухвалентной меди, демонстрирующий свойства молекулярного магнита при приложенном магнитном поле, равным 500 Э, перспективный для молекулярных спиновых устройств или в качестве молекулярных квантовых битов (рисунок 1.39).

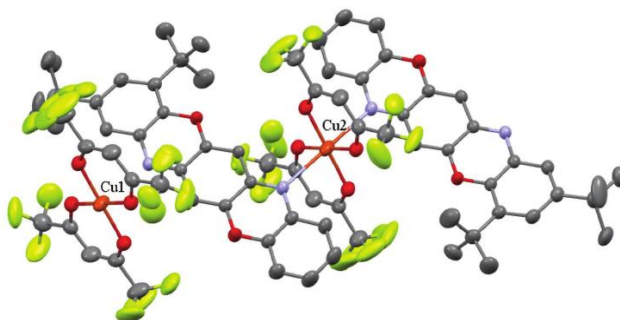


Рисунок 1.39 – Кристаллическая решетка комплекса двухвалентной меди, перспективного для приложений в молекулярных спиновых устройствах или в качестве молекулярных квантовых битов [23]

На рисунке 1.40 показан новый магнитный наноматериал, который представляет диоксид церия с примесью гадолиния и стабилизированный декстранов. Он предназначен в качестве биосенсора.

Два полевых транзистора с фотохромными спиропиранами (Buf-5) и клатрохелатным комплексом Co^{2+} показаны на рис. 1.41 используются в оптике для эффективной модуляции.

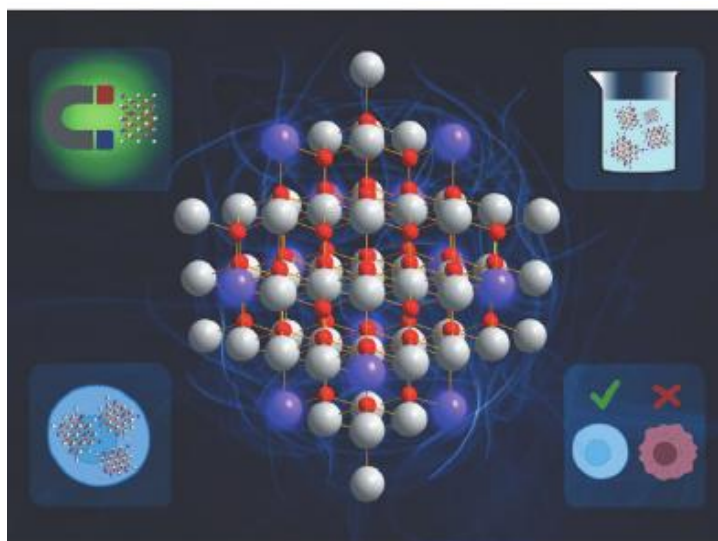


Рисунок 1.40 – Новый магнитоактивный наноматериал для развития методов тераностики социально значимых заболеваний, включая онкологические: $\text{CeO}_2:\text{Gd}@\text{декстран}$ [23]

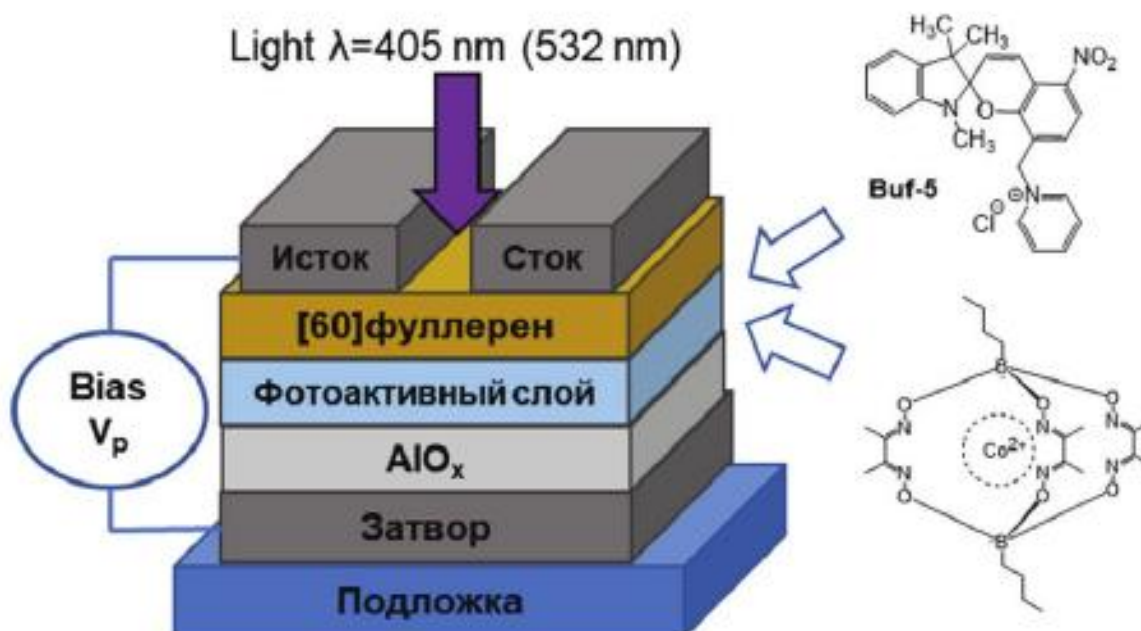


Рисунок 1.41 – Два типа устройств оптической памяти: на основе органических полевых транзисторов и фотохромных спиропиранов (Buf-5), на основе клатрохелатного комплекса Co^{2+} [23]

Проект 2 «Физико-химические основы решения проблем селективности для создания инновационных технологий».

Созданы литий-селективные модули, которые на 2 порядка превышают литий-селективность зарубежных аналогов и в 100 раз их дешевле (рисунок 1.42).

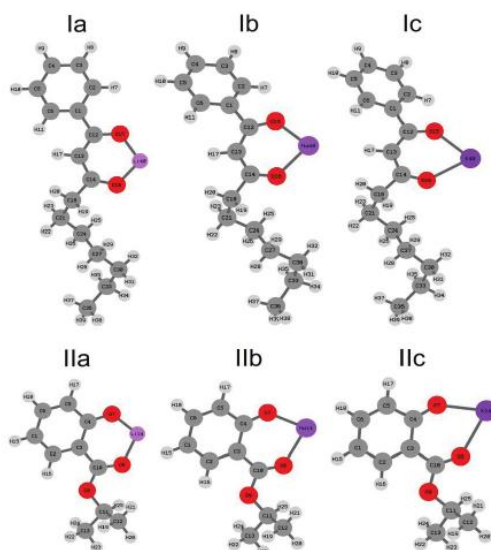


Рисунок 1.42 – Структура новых литий-селективных экстрагентов [23]

Проект 3 «Фундаментальные основы формирования низкоразмерных кристаллов и создание на их основе электронных, опто- и акустоэлектронных наноприборов на новых физических принципах».

Созданы датчики физических величин (рисунок 1.43) на основе 1D- (наностержни ZnO) и 2D-кристаллов (графен).



Рисунок 1.43 – Резонансный акустический датчик графен/YZ-срез кристалла LiNbO_3 [23]

Создан частотно-управляемый магнито-акустический резонатор с низким уровнем шумов и магнито-акустический генератор спиновых волн на основе неоднородных гетероструктур (рисунок 1.44), управляемый внешним магнитным полем, а также магнито-акустический осциллятор на основе магнито-акустического резонатора.

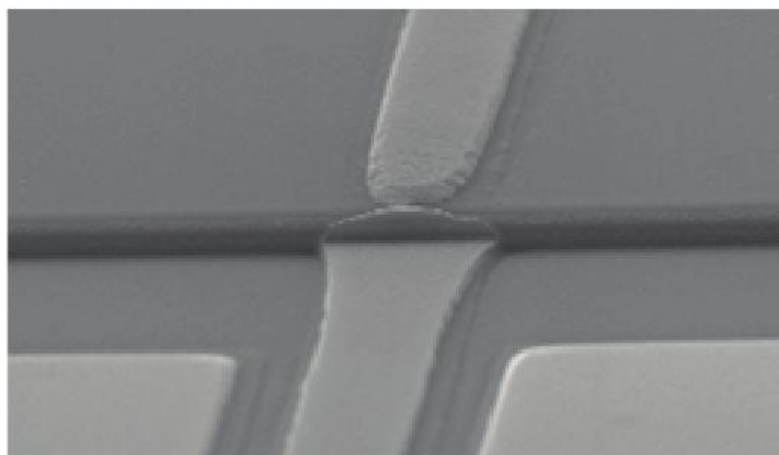


Рисунок 1.44 – Магнито-акустический генератор спиновых волн [23]

Проект 4 «Фундаментальные основы создания безотходных производств полимеров и полимерных материалов с программируемым сроком службы, отвечающих современным экологическим требованиям (Полимеры будущего)».

Предложена оригинальная общая концепция решения проблемы полимерного мусора в планетарных масштабах (рисунок 1.45).



Рисунок 1.45 – Общая концепция решения проблемы полимерного мусора в планетарных масштабах [23]

Проект 5 «Квантовые структуры для посткремниевой электроники». Разработаны изоляторы топологического типа на основе $MnBi_2Te_4$ и топологически нетривиальные полупроводники на основе $BiTeI$, перспективные для создания топологически защищенных кубитов, с уникальными свойствами и возможностью их применения в устройствах спинтроники для генерации и энергоэффективного транспорта спиновых токов (рисунок 1.46).

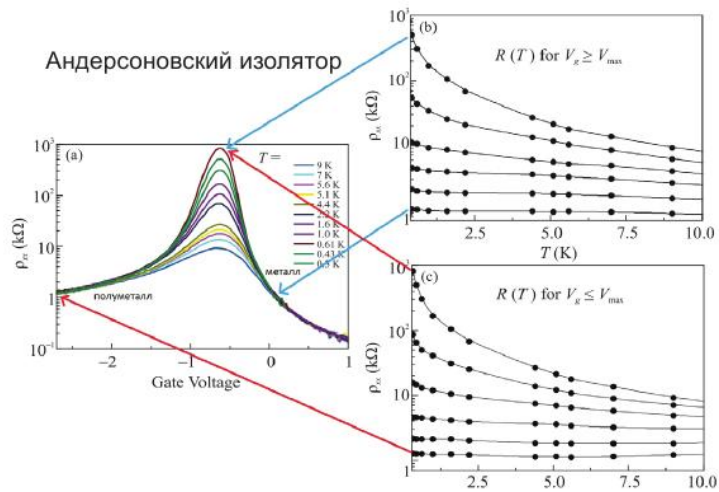


Рисунок 1.46 – Новая разновидность топологических изоляторов [23]

Создан полупроводниковый спин-детектор свободных электронов с пространственным разрешением (рисунок 1.47).

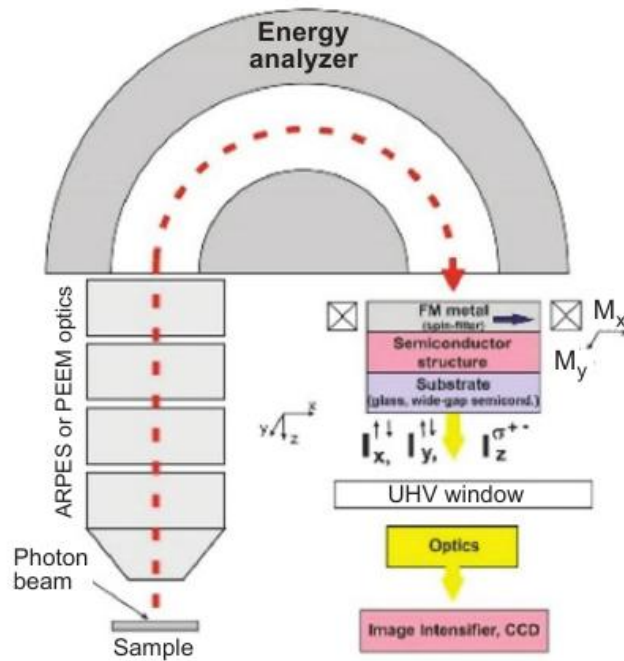


Рисунок 1.47 – Схема работы детектора [23]

Проект 6 «Создание теоретической и экспериментальной платформы для изучения физико-химической механики материалов со сложными условиями нагружения»

Создана методология для использования синхротронного излучения при исследованиях на установке класса «Мегасайнс» (рисунок 1.48).

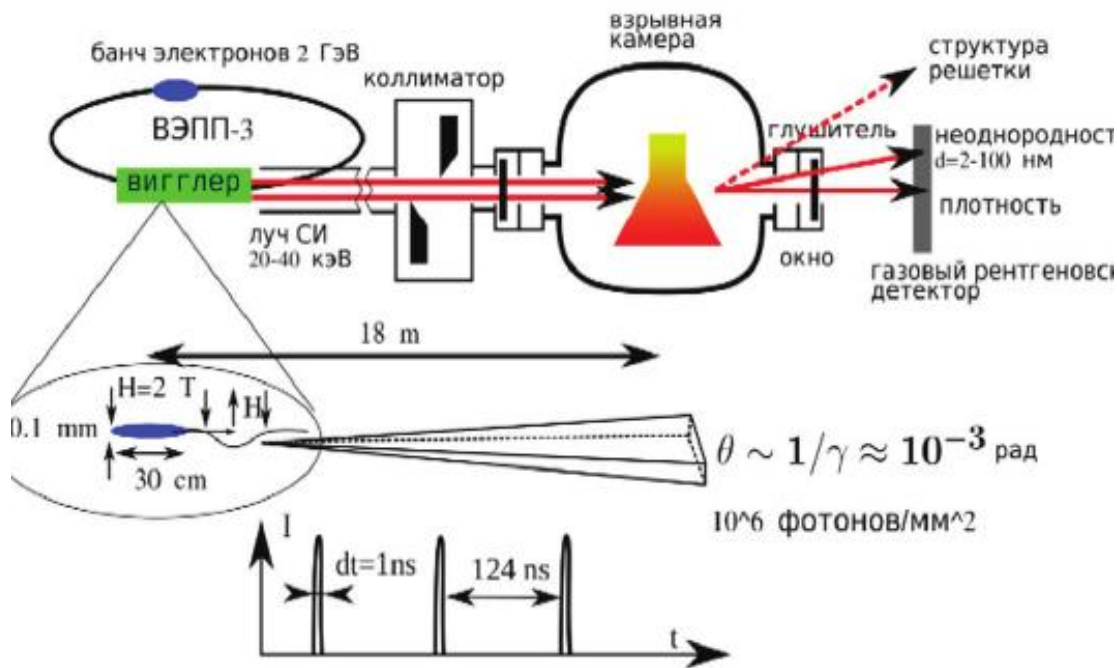


Рисунок 1.48 – Экспериментальная станция на ускорительном комплексе ВЭПП-4 ИЯФ СО РАН, г.Новосибирск [23]

В текущем году по всем перечисленным выше крупным проектам ожидаются итоговые результаты исследований, которые по большей части находятся на мировом уровне или являются уникальными.

Рекомендуемая литература

1 Беликов Д.В. Предложения по приоритетным направлениям развития новых материалов и нанотехнологий двойного назначения и анализ возможных областей их применения // *Инноватика и экспертиза*, 2018. Выпуск 1 (22). – С. 123-134.

2 Беликов Д.В., Шишкин Э.С. Обзор промежуточных результатов реализации крупных научных проектов в области материаловедения по приоритетным направлениям научно-технологического развития // *Инноватика и экспертиза*, 2022, Выпуск 2 (34). – С. 98-111.

3 Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. *Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications*. By John Wiley & Sons, Inc., 2014. – 456 p.

4 Абросимова Г.Е. Эволюция структуры аморфных сплавов // *УФН*, 2011. – Т. 181, №12. – С. 1265-1281.

5 Chen N., Frank R., Asao N., Louzguine-Luzgin D.V., Sharma P., Wang J.Q., Xie G.Q., Ishikawa Y., Hatakeyama N., Lin Y.C., Esashi M., Yamamoto Y., Inoue A. Formation and properties of Au-based nanograined metallic glasses // *Acta Materialia*, 2011, Vol. 59, №. 16. – P. 6433-6440.

6 Sniadecki Z., Wang D., Ivanisenko Yu., Chakravadhanula V.S.K., Кьbel C., Hahn H., Gleiter H. Nanoscale morphology of Ni₅₀Ti₄₅Cu₅ nanoglass // *Materials Characterization*, 2016, Vol. 113. – P. 26-33.

7 Шляхтин О.А. Химическая и морфологическая эволюция твердофазных систем при криохимическом синтезе оксидных материалов. – Диссертация доктора химических наук, Москва, 2013. – 261 с.

8 Семашко М.Ю. Реализация новой схемы интенсивной пластической деформации с целью повышения технологических свойств исходной заготовки. – Диссертация кандидата технических наук, Челябинск, 2010. – 190 с.

9 Остропико Е.С. Исследование функциональности рабочих элементов с памятью формы. – Диссертация кандидата физико-математических наук, Санкт-Петербург, 2018. – 113 с.

10 Yamauchi K., Ohkata I., Tsuchiya K., Miyazaki S. *Shape memory and superelastic alloys*. – Woodhead Publishing Limited, 2011. – 208 p.

11 Jani M. J., Leary M., Subic A., Gibson M. A. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities // *Materials & Design*, 2014, Vol. 56. – P. 1078-1113.

12 Sofla A.Y.N., Meguid S.A., Tan K.T., Yeo W.K. Shape morphing of aircraft wing: status and challenges // *Mater. Des.*, 2010, V.31. – P.1284-1292.

13 Calkins F.T., Mabe J.H. Shape memory alloy based morphing aerostructures // *J. Mech. Des.*, 2010, V.132. art.111012.

14 Озолин А.В. Разработка функциональных алмазно-металлических композитов со связками SN-CU-CO, модифицированными наночастицами вольфрама. – Диссертация кандидата технических наук, Новочеркасск, 2022. – 156 с.

15 Eaton-Magaca S., D'Haenens-Johansson U.F.S. Recent advances in CVD synthetic diamond quality // *Gems & Gemology*, 2012, V. 48, №. 2. – P. 124-127.

16 Fuentes-Fernandez E. M. A. et al. Synthesis and characterization of microcrystalline diamond to ultrananocrystalline diamond films via Hot Filament Chemical Vapor Deposition for scaling to large area applications // *Thin Solid Films*, 2016, V. 603. – P. 62-68.

17 Schwander M., Partes K. A review of diamond synthesis by CVD processes // *Diamond and related materials*, 2011, V.20, №. 9. – P. 1287-1301.

18 Муртазаева Т. С.-А. Высокопрочные бетоны на основе вторичного сырья. – Диссертация кандидата технических наук, Грозный, 2018. – 184 с.

19 Константинов А.С. СВС в условиях высокотемпературного сдвигового деформирования при получении длиномерных стержней и пластин из композиционных материалов на основе боридов титана. – Диссертация кандидата технических наук,

Черноголовка, 2021. – 160 с.

20 Милосердов П.А. Получение литой керамики на основе тугоплавких силицидов и оксидов методом СВС - металлургии под давлением газа. - Диссертация кандидата технических наук, Черноголовка, 2014. – 137 с.

21 Рожков А.Г. Фторсилоксановые каучуки и композиции на их основе. - Диссертация кандидата технических наук, Москва, 2010. – 102 с.

22 Приоритеты зарубежных НИОКР двойного назначения / Отв. ред.: Л.В. Панкова, С.Ю. Казеннов. – М.: ИМЭМО РАН, 2016. – 236 с.

23 Беликов Д.В., Шишкин Э.С. Обзор промежуточных результатов реализации крупных научных проектов в области материаловедения по приоритетным направлениям научно-технологического развития // Инноватика и экспертиза, 2022, Выпуск 2(34). – С. 98-111.

2 СУЩЕСТВУЮЩИЕ И ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ПРОИЗВОДСТВЕННЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ ОБОРОННО-ПРОМЫШЛЕННОГО КОМПЛЕКСА РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН ПО ПРОИЗВОДСТВУ И МОДЕРНИЗАЦИИ ВООРУЖЕНИЯ И ВОЕННОЙ ТЕХНИКИ

Международный опыт показывает, что объединение научных и производственных возможностей отдельных предприятий в сфере ОПК в концерны или холдинги даёт определённый синергетический эффект и повышает эффективность деятельности отдельных предприятий. В Республике Казахстан к таким холдингам в сфере ОПК относится АО «Национальная компания «Казахстан инжиниринг» [1].

Акционерное общество «Национальная компания «Казахстан инжиниринг» (Kazakhstan Engineering) (далее – Компания, Холдинг) создано в соответствии с постановлением Правительства Республики Казахстан от 13 марта 2003 года №244 «О некоторых вопросах оборонно-промышленного комплекса Республики Казахстан» в целях совершенствования системы управления оборонно-промышленным комплексом РК путём включения в состав Холдинга предприятий оборонной промышленности. В октябре 2006 года управление Компанией (100% акций) было передано в АО «Холдинг «Самрук», в сентябре 2009 года пакет акций был передан в доверительное управление Министерству индустрии и торговли РК, с июня 2010 года передан в доверительное управление Министерству обороны РК. На основании Договора о доверительном управлении от 23 декабря 2016 года управление Компанией (100% акций) было передано в доверительное управление Министерству цифрового развития, оборонной и аэрокосмической промышленности РК (далее – МЦРОАП РК). В соответствии с постановлением Правительства Республики Казахстан от 3 июля 2018 года № 405 «О некоторых вопросах акционерного общества «Национальная компания «Казахстан инжиниринг» (Kazakhstan Engineering)», пакет акций Компании передан в государственную собственность, правами владения и пользования, которым было надделено МЦРОАП РК [2].

Вместе с тем, согласно Указу Президента РК от 17 июня 2019 года № 24 «О мерах по дальнейшему совершенствованию системы государственного управления Республики Казахстан» Министерству индустрии и инфраструктурного развития Республики Казахстан (далее – МИИР РК) переданы функции и полномочия в сфере оборонной промышленности, участия в проведении единой военно-технической политики, осуществления военно-технического сотрудничества, формирования, размещения и выполнения государственного оборонного заказа.

В соответствии с постановлением Правительства РК от 12 июля 2019 года № 501 «О мерах по реализации Указа Президента Республики Казахстан от 17 июня 2019 года №24 «О мерах по дальнейшему совершенствованию системы государственного управления РК» права владения и пользования государственным пакетом акций Компании переданы МИИР РК.

Компания является холдинговой структурой, призванной обеспечить единую финансовую, производственную и технологическую политику на машиностроительных предприятиях, специализирующихся на выпуске гражданской и специальной продукции, а также продукции двойного назначения.

Компания стремится к максимальному обеспечению потребностей ВС, других войск и воинских формирований РК, а также участвует в реализации государственных и отраслевых программ в области развития машиностроения РК. Деятельность Компании направлена на поддержание прозрачности и баланса между двумя ролями АО «НК «Казахстан инжиниринг», как основной части ОПК, исполняющей государственный оборонный заказ (далее – ГОЗ), и как коммерческой компании, нацеленной на получение прибыли и развитие бизнеса.

Предыдущая стратегия АО «НК «Казахстан инжиниринг» была утверждена Советом директоров Компании 4 ноября 2013 года (протокол №11) и охватывала период

до 2022 года, однако, в связи со значительными изменениями во внутренней и внешней среде потребовала обновления. При этом, многие выводы и инициативы из предшествующей стратегии, сохранившие свою актуальность, отражены в обновленной версии.

Холдинг, будучи основным представителем ОПК РК и исполнителем ГОЗ, руководствуется Концепцией перевооружения ВС и развития оборонно-промышленного комплекса РК, участвует в процессах разработки проектов нормативно-правовых актов Республики Казахстан в сфере ОПК.

Настоящая Стратегия разработана, в первую очередь, в связи с переходом в государственную собственность. Она соответствует долгосрочному видению развития страны, изложенному в Послании Президента Республики Казахстан «Стратегия «Казахстан-2050»: новый политический курс состоявшегося государства», Стратегическому плану развития РК до 2025 года, Государственной программе «Цифровой Казахстан», посланию Главы государства «Третья модернизация Казахстана: глобальная конкурентоспособность», Стратегическому плану развития Министерства индустрии и инфраструктурного развития РК, а также основным направлениям государственной политики в индустриально-инновационной, социально-экономической и иных сферах.

Во исполнение поручения Главы государства по созданию собственной развитой военно-технической промышленности (выступление 13 сентября 2016 года на встрече с Министерством обороны РК), а также в соответствии с Концепцией перевооружения Вооружённых Сил и развития ОПК, АО «НК «Казахстан инжиниринг» в Стратегии ставит перед собой амбициозные, но достижимые цели и стратегические направления развития:

- диверсификация производства за счёт локализации производства и выпуска высокотехнологичной продукции;
- развитие инноваций через инвестиции в НИОКР;
- снижение себестоимости производства за счёт повышения операционной эффективности;
- улучшение организационного управления с помощью цифровых технологий;
- устойчивое развитие благодаря эффективной кадровой политике и взаимодействию с государством;
- достижение финансовой устойчивости за счёт использования различных финансовых инструментов.

На отечественных предприятиях оборонно-промышленного комплекса сохранился потенциал разработки наукоемких производств, опыт в проведении опытно-конструкторских работ, освоении новых видов производства и проведении государственных испытаний ВВТ, что сохраняет для них возможность производить отдельные виды специальной продукции, оказывать услуги по ремонту и модернизации ВВТ, а также расширять номенклатуру и увеличивать объёмы производимой продукции. Между тем, создание новых производств и видов ВВТ требует от производителей постоянных инноваций, улучшений и внедрение новых продуктов.

АО «НК «Казахстан инжиниринг» в рамках своего основного предназначения производит оружие и военную технику для сухопутных войск, авиационную технику и оборудование для государственной авиации, военно-морское вооружение, а также занимается ремонтом и модернизацией ВВТ [3].

Основными видами продукции и услуг являются:

- продукция и услуги оборонного, двойного и специального назначения для силовых ведомств РК (сухопутные, авиационно–технические и морские);
- оборудование для нефтегазовой отрасли;
- оборудование для железнодорожного транспорта;
- радиоэлектроника;
- промышленное подъёмное оборудование;

– гражданская продукция для дорожного строительства и ЖКХ.

Структура АО «Национальная компания «Казахстан инжиниринг» приведена на рисунке 2.1.

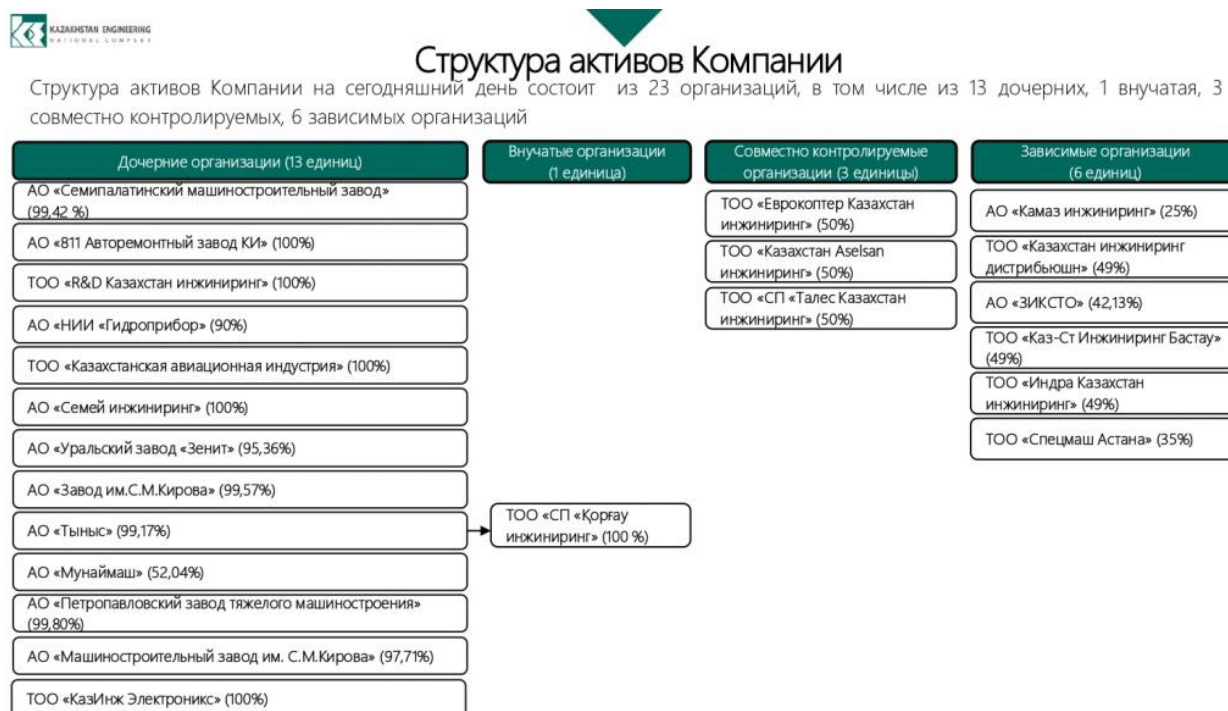


Рисунок 2.1 – Структура АО «Национальная компания «Казахстан инжиниринг»

Основные виды деятельности дочерних и зависимых организаций приведены в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Основные виды деятельности дочерних и зависимых организаций

ДЗО	Основные виды деятельности
ТОО «Казахстанская авиационная индустрия»	Производство и обслуживание авиационной техники
ТОО «Еврокоптер Казахстан Инжиниринг»	Производство, техническое обслуживание, ремонт и модернизация авиационной техники
АО «Уральский завод «Зенит»	Катера и корабли, производство оборудования для нефтегазового комплекса, специальной техники, услуги по регламентированному и техническому обслуживанию катеров и кораблей, ремонту крупногабаритного бурового оборудования
АО «Тыныс»	Изготовление авиационных изделий, газозапорной арматуры, средств пожаротушения, средств индивидуальной защиты, полиэтиленовых труб, геотекстиля, медицинского оборудования
АО «Петропавловский завод тяжелого машиностроения»	Производство оборудования для бурения и капитального ремонта скважин. Оборудование для нефтегазового, энергетического и железнодорожного секторов. Продукция специального назначения.

Продолжение таблицы 2.1

АО «Машиностроительный завод им.С.Кирова»	Производство и обслуживание изделий гидравлики, морского подводного оружия, изделий для морских кораблей, оборудования для добывающей и железнодорожной отраслей.
АО «Завод им. С.М.Кирова»	Разработка, серийное производство и сервисное обслуживание продукции электронной техники, средств связи, автоматики и промышленной электроники для силовых ведомств, промышленности и потребительского рынка. Разработка и производство электронной компонентной базы.
АО «Мунаймаш»	Штанговые глубинные насосы, оборудование для нефтегазового сектора.
АО «Семей инжиниринг»	Ремонт военной техники, капитальный ремонт двигателей
АО «Семипалатинский машиностроительный завод»	Производство гусеничных транспортеров-тягачей, сопутствующих запасных частей. Ремонт техники.
АО «811-й авторемонтный завод Казахстан инжиниринг»	Ремонт грузовой автомобильной и гусеничной техники, ремонт двигателей, силовых узлов и агрегатов.
АО «НИИ «Гидроприбор»	Конструкторские и исследовательские работы, производство морских и речных судов, подводной, наземной, воздушной техники. Мобильные робототехнические комплексы, навигационно-гидрографическое оборудование, водолазная техника. Ремонт и сервисное обслуживание.
ТОО «R&D Центр КИ»	Разработка новых видов продукции специального назначения.

В условиях непростой геополитической ситуации и нестабильности на мировых рынках, в частности, сырьевых, развитие казахстанской промышленности становится решающим фактором экономического роста страны. Особую роль в этом процессе играют крупные компании, в число которых входит и АО «НК «Казахстан инжиниринг».

Сконцентрировав в своей структуре уникальные для Казахстана производства и технологии, а также значительный научный потенциал, Холдинг остаётся надёжным партнёром государства по инновационному развитию ОПК. Продолжая активное развитие по всем направлениям деятельности, в том числе и по проведению прорывных научных исследований, Холдинг сможет добиться более значительных результатов по обеспечению обороноспособности Республики Казахстан.

Основной компетенцией Компании являются производство и обслуживание специализированной продукции, главными заказчиками которой являются Министерство обороны РК, Национальная гвардия МВД РК, Министерство по чрезвычайным ситуациям РК, Комитет национальной безопасности РК.

Охарактеризуем некоторые оборонные предприятия, их существующие и перспективные производственные возможности в интересах Вооружённых Сил РК входящие в состав АО «Национальная компания «Казахстан инжиниринг» [3]:

1. В 90-е годы – **ОАО «Научно-исследовательский институт «Гидроприбор»** специализировался на разработке и производстве катеров, подводных самоходных телеуправляемых аппаратов, искателей и уничтожителей мин. Имеет комплексный испытательный центр, аэродинамическую трубу. Институт проводил научно-

исследовательские и опытно-конструкторские работы, является разработчиком катеров в рамках кораблестроительной программы республики.

В настоящее время основные направления деятельности АО «НИИ «Гидроприбор» (г. Уральск) сосредоточены на исследованиях, проектировании, производстве и инжиниринге в области судостроения, мобильной робототехники, а также на производстве оборудования для нефтегазового сектора. Для выполнения этих работ институт имеет все необходимые лицензии, свидетельства о соответствии и сертификаты. Внедрена и функционирует система менеджмента качества, соответствующая требованиям международного стандарта ISO 9001:2009.

Основными видами продукции АО «НИИ «Гидроприбор», являются: морские, речные катера и другие плавсредства водоизмещением до 150 т; робототехнические комплексы подводного применения – необитаемые подводные аппараты; аппаратура и оборудование для обслуживания подводных и наземных нефтегазопроводов.

В перспективе предполагается освоение совместных производств с ведущими зарубежными компаниями-разработчиками:

- мобильных робототехнических комплексов наземного применения;
- мобильных робототехнических комплексов воздушного применения – беспилотных летательных аппаратов;
- мобильных робототехнических комплексов надводного применения – беспилотных катеров.

2. В советское время **ОАО «Зенит»** являлся монополистом в производстве морского трального вооружения, искателей и уничтожителей морских мин. Производил противокорабельные береговые ракетные комплексы береговой охраны, катера морского флота. Одно из бывших направлений – производство ракет-имитаторов для отвода ракет ПВО.

Основным видом деятельности АО «Уральский завод «Зенит» (г.Уральск) в настоящее время специализируется изготовлением катеров и кораблей, которым завод занимается с 1993 года, что послужило началом зарождения в Республики Казахстан новой отрасли промышленности – кораблестроения. За это время освоено серийное производство катеров и кораблей водоизмещением до 240 тонн для силовых структур Республики Казахстан, в том числе: катера проекта 100 «Сункар»; катера проекта 0200 «Буркіт»; корабли проекта 0300 «Барс»; быстроходные патрульные катера проекта FC19; корабли проекта 250 «Барс-МО»; быстроходный патрульный катер проекта 0210 «Айбар», модернизированный специальный катер для подразделений специального назначения. Имеются заказы на стадии исполнения. Также заводом освоено производство береговых ремонтных мастерских (БРМ) и учебно-тренировочных станций по борьбе за живучесть (УТС БЗЖ). Наряду с производством катеров и кораблей, завод занимается их техническим обслуживанием, ремонтом и модернизацией. В перспективе планируется выпускать морские суда сухим весом до 600 тонн, как для силовых структур: универсальные многофункциональные суда, корабли с вертолётной площадкой, противодиверсионные и десантные корабли и катера, катера с бронированной рубкой, плавучие причалы, так и для гражданских заказчиков: водолазные, лоцманские и амфибийные суда, плавучие лаборатории, буксиры, суда доставки вахтовой смены, поисково-спасательные и пожарные суда.

На предприятии имеются необходимые лицензии, сертификаты и свидетельства для организации производства, действует система менеджмента качества, соответствующая требованиям международного стандарта ISO 9001:2016, внедрена система менеджмента охраны здоровья и безопасности труда, соответствующая требованиям стандарта BS OHSAS серии 18001.

Основными видами продукции АО «Уральский завод «Зенит», являются: пограничный катер прибрежного плавания проекта 100 «Сункар» (изготавливался с 1995 года по 2006 год); сторожевой пограничный корабль проекта 0200 «Буркіт»

(изготавливался с 1995 года по 2006 год); ракетно-артиллерийский корабль проекта 250 «Барс-МО»; пограничный корабль 2 ранга проекта 0300 «Барс»; скоростной катер проекта «ФС-19» до 27 тонн; быстроходный патрульный катер проекта 0210 «Айбар»; катер для подразделений специального назначения.

С применением прогрессивных технологий у завода появится возможность осваивать проекты, не только конструктивно и технологически близкие к выпускаемым в настоящее время кораблям проекта «Барс» и катерам проектов ФС-19 и «Айбар», но и другие проекты и изделия.

3. Бывший в 80-е годы головным по сборке ракетных комплексов **ОАО «ПЗТМ»** имеет возможность организации производства взрывчатых веществ и снаряжения боеприпасов на снаряжательной базе. Возможна организация производства новых видов вооружений и ремонта бронетехники.

В настоящее время АО «Петропавловский завод тяжёлого машиностроения» (г.Петропавловск) – предприятие, являющееся ведущим казахстанским производителем нефтегазового, нефтегазоперерабатывающего, энергетического и железнодорожного оборудования, продукции оборонного и двойного назначения, располагающее многопрофильными производственными мощностями с наличием всех технологических переделов.

В 2015 году предприятие стало лауреатом Премии Президента РК «Алтын Сапа» в номинации «Лучшее предприятие производственного назначения». В 2016 году АО «ПЗТМ» отметило 55-летний юбилей производственной деятельности.

Основные направления оборонной деятельности предприятия: освоение производства современным вооружением и военной техники; модернизация вооружения и военной техники, находящейся в эксплуатации в ВС РК; техническое сопровождение и восстановительный ремонт.

Предприятие прошло сертификацию по стандартам ASME для получения штампа U и R. Получение штампов позволит заводу выпускать и проводить ремонт теплообменного и ёмкостного оборудования для таких крупных компаний, как ТШО, КПО и NSOC (ёмкость рынка 24,5 млрд. тенге).

В конце 90-х годов получили развитие предприятия, выполнявшие заказы силовых структур на договорной основе. К ним относится ОАО «Национальный центр по радиоэлектронике и связи», после реструктуризации и изменения формы собственности – АО «КазИнжЭлектроникс». В вопросах решения задач оборонной направленности объединял ОАО «Алатау» с конструкторским бюро (АСКБ Алатау), «СКТБ Гранит», ОАО «Омега», ОАО «ПО завод им. С.М.Кирова».

4. АО «КазИнжЭлектроникс» (г. Алматы) – Национальный центр по радиоэлектронике и связи Республики Казахстан (НЦ РЭС РК), создан постановлением Правительства Республики Казахстан в 1994 г. на базе научно-технического комплекса полигона «Сары-Шаган», предприятий и организаций радиотехнического профиля союзного значения. В мае 2003 года государственный пакет акций ОАО «НЦ РЭС РК» был передан в уставной капитал ОАО «Национальная Компания «Казахстан Инжиниринг». Приказом ОАО «НК Казахстан Инжиниринг» № 14 от 12 марта 2005 года изменено наименование ОАО «Национальный центр по радиоэлектронике и связи Республики Казахстан» на АО «КазИнж Электроникс». 25 мая 2016 года в связи с реорганизацией АО «КазИнж Электроникс» изменило наименование на ТОО «КазИнж Электроникс».

Миссия ТОО «КазИнж Электроникс» состоит в проведении разработок и организации выпуска высокотехнологичной продукции в области радиоэлектроники, связи и вычислительной техники, увеличении экспортного потенциала республики за счёт создания наукоёмких импортозамещающих производств, модернизации и ремонте радиоэлектронной аппаратуры оборонного назначения.

Основные виды деятельности: ремонтно-восстановительные работы средств связи

Министерства обороны РК; техническое сопровождение средств связи МО РК; ремонтно-восстановительные работы средств радиоэлектронного противодействия (РЭП) и радиоэлектронной разведки (РЭР) МО РК; модернизация средств связи, артиллерийских систем, техники РЭП и РЭР; выполнение ОКР по тематике МО РК и др. силовых ведомств; техническое сопровождение средств ракетных войск и артиллерий (РВиА) МО РК; производство отечественных персональных компьютеров, в том числе в комплекте со средствами защиты информации и их реализация; гарантийное и серверное обслуживание компьютерного оборудования.

5. АО «Завод им. С.М. Кирова» (г.Петропавловск) – предприятие было создано в 1928 году в г.Москва со специализацией производства радиоаппаратуры. В 1941 году было эвакуировано в г.Петропавловск.

В настоящее время завод специализируется на производстве специальных средств и оборудования для цифрового телевидения, средств железнодорожной автоматики, телемеханики, связи и систем безопасности для железнодорожного транспорта, электротехнической продукции, продукции для нефтегазового комплекса, выполняет сервисное обслуживание, монтаж, пусконаладочные работы, техническое обслуживание и ремонт всей производимой продукции.

Перспективным направлением рассматривается возможность организации производства компьютеров и планшетов, в том числе в защищённом исполнении.

6. АО «Машиностроительный завод им. С.М. Кирова» (г.Алматы) – является единственным производителем торпед с тепловым двигателем на территории СНГ и стран Балтии.

За период существования предприятие освоило более 20 видов торпед и более 150 видов изделий судовой гидравлики для надводных и подводных кораблей. Располагает полным технологическим циклом изготовления торпед: от получения заготовок, изготовления деталей, сборки, испытаний и до контроля качества готового изделия. Предприятие также располагает конструкторским бюро (КБ), отделом главного технолога (ОГТ) и лабораторно-аналитическим центром (ЛАЦ), где опытные специалисты выполняют научно-исследовательские, конструкторские работы, метрологическую экспертизу, лабораторный контроль и анализ качества выпускаемой продукции.

Основные виды продукции: морское подводное оружие; изделия судовой гидравлики; судовые системы автоматического управления процессом горения котлов; запчасти на железные дороги; изделия для горнодобывающей промышленности и нефтегазового комплекса.

7. АО «Семей Инжиниринг» (г.Семипалатинск) – является специализированным предприятием, производящим весь спектр работ и услуг по капитальному ремонту и модернизации бронетанковой техники, изготавливающим конверсионную технику и технику гражданского назначения.

Основные виды продукции.

Капитальный ремонт: танков Т-72 и Т-62, бронетанкового вооружения и специальной техники на базе танков Т-72 и Т-62, боевых машин пехоты БМП-1 и БМП-2; бронетранспортеров БТР-60, БТР-70 и БТР-80; боевых разведывательных машин БРДМ-2; самоходных артиллерийских установок 2С-1 «Гвоздика» и 2С-3 «Акация»; легкобронированного тягача МТ-ЛБ; двигателей военного (УТД-20, В-54, В-46, В-55, В-59У) и двойного назначения (ЯМЗ-236, ЯМЗ-238, ЯМЗ-240, 1Д12, Д-6, КамАЗ).

Модернизация: танков Т-72 и Т-62, бронетанкового вооружения и специальной техники на базе танков Т-72 и Т-62, боевых машин пехоты БМП-1 и БМП-2; бронетранспортеров БТР-60, БТР-70 и БТР-80.

Изготовление учебных классов: динамический тренажёр командира танка; динамический тренажёр механика-водителя танка; динамический тренажёр наводчика танка; обучающая система проектирования.

Изготовление конверсионной техники на базе военной и военно-инженерной

техники: аварийно-транспортные машины «Иртыш» и «Иртыш-4» на базе БТР-60; многоцелевой колёсный трактор машина «Уба» на базе БТР-50ПБ; плавающая транспортная машина «Ишим»; инкассаторская машина «Зайсан»; трелёвочный трактор «Тайга-1» на базе БМП-1; многоцелевой гусеничный транспортёр-тягач «Ульба» на базе МТ-ЛБ; гусенично-пожарная машина «ГПМ-55» на базе танка Т-55.

В настоящее время, количество изготавливаемых наименований запасных частей на АО «Семей инжиниринг» возросло до 2656 наименований, что составило 46% от общей потребности 5754 наименований.

8. АО «Семипалатинский машиностроительный завод» (г.Семипалатинск) – производственные мощности АО «Семипалатинский машиностроительный завод» ориентированы на выпуск гусеничной техники высокой проходимости (ГТ-Т) и запасных частей к ней, комплектующих к железнодорожному транспорту, а также продукции общего машиностроения.

Предприятие является единственным производителем гусеничных транспортёров-тягачей ГТ-Т в Казахстане и СНГ в классе 8,5 тонн, их модификации и запасных частей. В настоящее время АО «Семипалатинский машиностроительный завод» является динамично развивающимся предприятием машиностроительной отрасли.

Основные виды продукции: гусеничный транспортёр-тягач ГТ-Т; запасные части к гусеничному транспортёру-тягачу; комплектующие подвижного состава железнодорожного транспорта (крышки люка грузового полувагона и борта платформ); продукция общего машиностроения (фрезерно-роторный снегоочиститель, мобильные здания контейнерного типа, растворосмеситель РСМ-3000, тележка багажная ручная и др.).

9. АО «811 Авторемонтный завод КИ» (г. Ерейментау) – начал свою деятельность в 1976 году в целях обеспечения капитального и регламентированного ремонта автомобильной техники Туркестанского и Западно-Сибирского военных округов СССР и по сей день основным направлением деятельности предприятия является ремонт грузовой автомобильной и гусеничной техники, двигателей и агрегатов.

Также АО «811 авторемонтный завод КИ» накопило большой опыт в сфере переоборудования и модернизации автомобильной, военной и гусеничной техники, в сфере производства и ремонта противопожарных автомобилей.

Основные виды продукции: капитальный ремонт двигателей и агрегатов, автомобильной техники КамАЗ, Урал, Краз, Зил; капитальный ремонт лёгких многоцелевых гусеничных транспортёров МТ-ЛБ, МТ-ЛБВ; модернизация военной техники: транспортёр-тягач «Батыр» на базе МТ-ЛБ для нужд народного хозяйства; модернизированный БРДМ-2 путём установки дизельного силового агрегата с двигателем Д-245.9Е2; бронированный медицинский транспортёр-эвакуатор на базе МТ-ЛБ. Производство башмаков асфальтоходных на гусеничные траки МТ-ЛБ, Т-72, БМП-2, Т-90 для передвижения техники без ущерба покрытиями дорог общего пользования. Сборка грузовых автомобилей Урал-4320 на базе предприятия. Производство автоцистерн пожарных на шасси Урал: - АЦ 4,0-40/4 с двухступенчатым насосом на шасси Урал-43206; -АЦ 5,0-40, АЦ 6,0-70 с насосом нормального давления на шасси Урал-4320; -АЦ 8,0-40/4 с двухступенчатым насосом на шасси Урал-4320; -АЦ 8,0-40 с насосом нормального давления на шасси Камаз-43118. Капитальный ремонт и модернизация пожарных автоцистерн. Капитальный ремонт экскаваторов общевойсковых ЭОВ-4421. Техническое обслуживание автомобилей семейства КамАЗ. Замена транспортировочных автомобилей понтонного-мостового парка ПМП и тяжёлого механизированного моста ТММ с Краз-255Б на КамАЗ-63502. Капитальный ремонт автомобилей МАЗ-537.

10. АО «ТЫНЫС» (г.Кокшетау) – является единственным предприятием (калькодержателем) по выпуску 62 наименований авиационных изделий, ранее разработанных рядом конструкторских бюро СССР.

По итогам 2005 года предприятие удостоено премии Правительства Республики

Казахстан «За достижения в области качества». Политика реализации продукции предприятия ориентирована как на внутренние, так и на внешние рынки сбыта.

Основные виды продукции: аппаратура жизнеобеспечения для авиационной техники (обогреватели, вентиляторы, огнетушители) и средства авиационной автоматики (реле, датчики, клапаны); авиационные изделия для гражданских и военных самолётов и вертолётов марок Ан, Ил, Ту, Як, Су, МИГ, МИ, Ансат; бронежилеты различных классов защиты; щит противоударный, дубинки; спец. техника и автокраны; полиэтиленовые трубы; средства пожаротушения, медицинское оборудование; газозапорная арматура, электромонтажные изделия.

11. АО «КамАЗ-Инжиниринг» (г.Кокшетау) – ТОО «КамАЗ-Инжиниринг» зарегистрировано в качестве юридического лица органами юстиции по Акмолинской области 2 июня 2005 года за №7427-1902-ТОО. 25 января 2007 года предприятие преобразовано в Акционерное общество «КамАЗ-Инжиниринг». АО входит в Автомобильный консорциум «Казахстан-КамАЗ», участниками которого являются АО «Национальная компания «Казахстан-Инжиниринг» и ПАО «КамАЗ».

Основные виды продукции:

– двухосный грузовой автомобиль КамАЗ-4326 повышенной проходимости. Предназначен для перевозки различных грузов, людей, для буксировки прицепов и прицепных устройств на любом виде дорог и местности. Грузовик может работать в любой климатической зоне и гористой местности до 4500 м над уровнем моря. Колёсная формула – 4х4;

– трёхосный грузовой автомобиль КамАЗ-43114 повышенной проходимости. Предназначен для перевозки различных грузов, людей, для буксировки прицепов и прицепных устройств на любом виде дорог и местности. Грузовик может работать в любой климатической зоне и гористой местности до 4500 м над уровнем моря. Колёсная формула – 6х6;

– двухосный полноприводный автомобиль КамАЗ-43502. Предназначен для перевозки различных грузов, людей, для буксировки прицепов и прицепных устройств на любом виде дорог и местности. Грузовик может работать в любой климатической зоне и гористой местности до 4500 м над уровнем моря. Колёсная формула – 4х4;

– трёхосный грузовой автомобиль КамАЗ-43118 повышенной проходимости. Предназначен для буксировки прицепа, монтажа различного оборудования и установок, может работать в любой климатической зоне и гористой местности до 4500 м над уровнем моря. Колёсная формула – 6х6;

– грузовики КамАЗ-6520 представляет собой базовую модель семейства большегрузов. КамАЗ-6520 – самосвал с платформой задней разгрузки с колёсной формулой 6х4. Автомобиль грузоподъёмностью до 20 тонн предназначен для перевозки по дорогам общего назначения строительных материалов и сыпучих грузов;

– автомобиль-фургон комбинированный на шасси КамАЗ-43114 предназначен для перевозки пищевых продуктов (в лотках и складных контейнерах) и готовой пищи (в специальных термоконтейнерах) по дорогам общей сети, рассчитанным на пропуск автомобилей с осевой нагрузкой до 60кН (6 тс). Фургон имеет усиленную бескаркасную конструкцию, изготавливается из клееных пятислойных сэндвич-панелей;

– передвижная автомобильная кухня ПАК-200МХ состоит из: шасси автомобиля КамАЗ-43118, кузова фургона постоянного объёма, теплового оборудования, вспомогательного и дополнительного оборудования, электрооборудования, комплектов кухонного инвентаря и посуды, запасных инструментов и принадлежностей;

– поливомоечная машина на шасси КамАЗ-43502: предназначена для круглогодичного обслуживания дорог с твёрдым покрытием;

– машина штабная МШ ПШ на шасси КамАЗ-43118, прицеп штабной предназначены для размещения, транспортирования, подключения и эксплуатации специального оборудования, размещения на местности и обеспечения работы и

проживания должностных лиц командного состава в полевых условиях;

– автомобиль грузовой КамАЗ-53215; автоцистерна вакуумная ВА-10 на шасси КамАЗ-53215; АТЗ-10 на шасси КамАЗ-53215; контейнеровоз на шасси КамАЗ-53228; вахтовый автобус на шасси КамАЗ-43114; автомобиль-цистерна АЦПТ-6 на шасси КамАЗ-43114; МТП на шасси КамАЗ-43118; командно-штабная машина с кузовом-контейнером переменного объёма; командно-штабная машина с кузовом-фургоном переменного объёма облеченного типа.

12. АО «ЗИКСО» (г.Петропавловск) – датой образования завода считается 1895 год, когда в Москве инженер А.Бари построил кузнечно-котельный, меднолитейный и механические цеха. После национализации стал называться «Парострой». В августе 1941 года завод был эвакуирован в г. Петропавловск и уже в сентябре 1941 г. начат выпуск продукции для фронта. В 1950 году присвоено имя В.В.Куйбыева. В 1971 году завод был награждён орденом «Знак Почёта». С 1994 года предприятие преобразовано в «ЗИКСО».

Основные виды продукции: – морские донные мины МДМ-1 мод.1, МДМ-2 мод.1 и МДМ-3 мод.1; вагоностроение.

13. ТОО «КАЕ» (г.Астана) – создано в 2011 году для выполнения задач оборонной промышленности РК в части электронно-оптической продукции. КАЕ является совместным предприятием АО «НК «Казахстан инжиниринг» с долей участия 50%, турецкой компании «Aselsan» с долей участия 49% и Комитета Оборонной промышленности Турции с долей участия 1%.

Основные виды продукции: производство, сбыт и обслуживание – прицелов, монокуляров и бинокляров ночного видения; тепловизионных прицелов; прицелов дневного видения; приборов разведки; портативных комплексов лазерного целеуказания для подсветки наземных целей; стабилизированных дистанционно управляемых боевых модулей; компоновка электронных плат и производство ИК линз. Модернизация – бронетехники в части электронно-оптических систем; авиационных судов в части авионики. Обучение персонала ТОО «КАЕ» и заказчиков. Развитие взаимовыгодных связей в сфере торгово-экономического, научно-технического и иного сотрудничества с отечественными и зарубежными сторонами. Проведение научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ.

14. ТОО «Казахстан Парамант Инжиниринг» (г. Астана) – создано в июне 2014 года. Партнерами в этом Проекте выступили ТОО «Казахстан Инжиниринг Дистрибьюшн» и южноафриканская компания «Парамант групп». Открытие завода состоялось 30 ноября 2015 года. На предприятии налажен весь современный технологический процесс производства бронированных машин, включая резку, гибку и сварку бронелистов, изготовление бронекорпуса, его покраску, сборку и тестирование. Наличие собственного конструкторского бюро позволяет выполнять проектировочные задачи любой степени сложности, а также добиться внедрения эксклюзивных разработок в отечественное производство.

Основные виды продукции: бронированная колёсная машина «Арлан» – является чрезвычайно манёвренным инструментом боевых действий с защитой от мин и баллистических снарядов; бронированная колёсная машина «Барыс» – является весьма гибкой боевой машиной пехоты, обеспечивающей превосходную защиту, мобильность и огневую мощь. Она призвана обеспечить защиту от наземных мин, самодельных взрывных устройств, боковых взрывов и атак; бронированная колёсная машина «Номад» – машина внутренней безопасности, спроектирована для сил полиции и правоохранительных органов, имеющих целью противодействия массовым беспорядкам, обеспечение общественного порядка и проведение специализированных операций; бронированная колёсная машина «Барыс 8x8» – обеспечивает защиту от взрывов наряду с отличным уровнем защиты от кинетических атак.

15. ТОО «Еврокоптер Казахстан Инжиниринг» (г.Астана) – создано в декабре 2010 года. Учредителями совместного предприятия, образованного на паритетной основе,

является АО «НК» «Казахстан инжиниринг» и дочерняя компания концерна EFDS – «Eurocopter» (с января 2014 года переименован в Airbus Helicopter). Завод оснащён мастерскими по обслуживанию механических узлов, ремонту изделий из листового металла, ремонту электрооборудования и бортовой радиоэлектроники, ремонту изделий из композитных материалов и лопастей, мастерской по ремонту двигателей, гидравлического оборудования, помещениями для проведения работ по техническому обслуживанию и покраске, автономной котельной, складскими помещениями. Производительность до 8-10 вертолётов в год.

Основные виды продукции: сборка, продажа, техническое обслуживание вертолётов EC145, H125, H130; обучение персонала лётного и технического состава потенциальных заказчиков.

16. ТОО «Казахстанская авиационная индустрия» (г.Астана) – в целях реализации проекта создания Авиационно-технического Центра решением Совета директоров АО «НК» «Казахстан инжиниринг» 30 ноября 2012 года, создано ТОО «Казахстанская Авиационная Индустрия». Основной деятельностью предприятия является ремонт, техническое и сервисное обслуживание воздушных судов и БПЛА.

Основные направления: создание авиационного-технического центра; организация сборочного производства самолётов малой авиации и их техническое обслуживание; организация сборочного производства беспилотных летательных аппаратов (БПЛА) и их техническое обслуживание; локализация технического обслуживания и ремонта армейской и фронтовой авиации; создание сервисного центра Airbus Military, Антонов; освоение сборочного производства и технического обслуживания беспилотных летательных аппаратов, а также самолётов двойного назначения малой авиации предусмотрено для обеспечения нужд МО, других ведомств РК и экспорта в ближнее зарубежье; в рамках реализации проекта предусмотрено обучение за рубежом для формирования инженерно-технического персонала; подписаны меморандумы о сотрудничестве с зарубежными компаниями, а также соглашение об оказании услуг по обучению с компанией AIRBUS DEFENCE AND SPACE, Испания.

Подтверждённая потребность в соответствии бюджетом МО РК на 2019-2024 гг. в продукции ТОО «Казахстанская авиационная индустрия» на территории Республики Казахстан составляет 20 систем (по 4 ед. летательных аппаратов в каждой системе) БПЛА Skylark I-LEX – по четыре системы в год.

С созданием сборочного производства БПЛА Skylark I-LEX и их технического обслуживания исчезнет необходимость отправлять БПЛА для ремонта и обслуживания предприятиям-изготовителям. Персонал, прошедший соответствующую подготовку, обеспечит летный ресурс на протяжении всего жизненного цикла аппаратов.

17. АО «Мунаймаш» (г.Петропавловск) – специализируется на выпуске продукции нефтегазового комплекса. Продукция производится по оригинальной технологии и обладает высокой точностью, антикоррозионной устойчивостью к агрессивным жидким и газовым средам, повышенной износостойкостью.

Основные виды продукции: насосы скважинные штанговые; нефтепромысловые инструменты; техническое обслуживание скважин.

18. ТОО «R&D Центр «Казахстан Инжиниринг» (г.Астана) – является дочерней организацией АО «НК» «Казахстан инжиниринг», обеспечивающей научно-техническую деятельность в области экспертизы, консалтинга, сертификации, научных исследований и проведения опытно-конструкторских разработок. Основными видами деятельности являются разработка, приобретение и модернизация передовых систем управления вооружением различного предназначения, класса и типов, их внедрение (адаптацию) в существующие и новые виды ВВТ, применение некоторых ее компонентов для производства продукции двойного и гражданского назначения, развитие и внедрение инновационных технологий в области машиностроения. Таким образом, деятельность центра направлена на развитие отечественной науки в сфере ОПК, научно-техническое

обеспечение модернизации имеющихся и освоения новых видов продукции военного и двойного назначения в интересах военной безопасности государства.

Основные виды продукции: проводимые научно-исследовательские работы, предшествующие вновь разрабатываемой, модернизируемой или закупаемой продукции военного и двойного назначения; автономная роботизированная огневая платформа на гусеничном ходу; беспилотный авиационный комплекс самолётного типа; БПЛА роторного типа; барражирующий боеприпас; малый тактический беспилотный летательный аппарат самолётного типа и др.

Основными результатами в области развития ОПК Республики Казахстан в долгосрочной перспективе являются динамичное развитие его научно-технического, производственно-технологического, кадрового и интеллектуального потенциалов, а также наращивание и реализация конкурентных преимуществ оборонной промышленности.

На сегодняшний день миссия АО «НК «Казахстан инжиниринг» состоит в реализации стратегических интересов государства в развитии ОПК путём эффективного управления активами и увеличения долгосрочной стоимости организаций, входящих в Холдинг.

Обновлённая миссия будет заключаться в предоставлении конкурентоспособных высокотехнологичных решений и продуктов для качественного обеспечения потребностей ВС РК через эффективное развитие технологического потенциала.

Согласно видению, в стратегической перспективе АО «НК «Казахстан инжиниринг» станет эффективным центром инновационных и технологических (производственных) компетенций в военном и гражданском машиностроении.

Приоритетным направлением деятельности Компании остаётся решение задач Стратегии национальной безопасности РК, Концепции перевооружения ВС РК и развития ОПК:

- производство продукции оборонного, двойного и гражданского назначения;
- ремонт и модернизация ВВТ;
- участие в выполнении ГОЗ;
- научно-исследовательская и опытно-конструкторская деятельность в сфере разработок военного, двойного и гражданского назначения.

Соответствие национальным интересам и государственным программам развития особенностью Компании является ее роль в качестве локомотива развития ОПК Казахстана. В этой связи, Компании важно соответствовать интересам и ожиданиям государства, и на уровне стратегии, и в своей операционной деятельности.

Стратегия развития полностью соответствует целям и принципам Военной доктрины и Стратегии национальной безопасности Республики Казахстан, которые предусматривают повышение военного потенциала страны для адекватного реагирования на военные угрозы и соответствие военной мощи государства характеру военных угроз, а также Стратегическому плану МИИР РК, в рамках которого предусмотрено развитие ОПК, повышение конкурентоспособности его продукции.

Таким образом, одной из важных задач на сегодняшний день является увеличение казахстанского содержания в поставках вооружения, снаряжения и техники для ВС страны, создание отечественных передовых технологий, в том числе и разработка технологии защитных покрытий поверхностей вооружения и военной техники для защиты от агрессивных факторов окружающей среды и условий эксплуатации.

Рекомендуемая литература

1 Стратегия развития акционерного общества «Национальная компания «Казахстан инжиниринг» (Kazakhstan Engineering) на 2020-2029 годы.

2 Постановление Правительства Республики Казахстан от 26 марта 2019 года №142. Положение о Министерстве цифрового развития, оборонной и аэрокосмической промышленности Республики Казахстан.

3 Тогусов А.К., Беликов К.Л., Бердибеков А.Т. Основы военно-технической политики государства: учебник (для докторантов 1 курса специальности «Вооружение и военная техника» НУО) / Нур-Султан: НУО имени Первого Президента Республики Казахстан – Елбасы, 2022. – 196 с.

3 ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ В ВОЕННОЙ ТЕХНИКЕ

3.1 Классификация покрытий

В зависимости от природы материала все покрытия подразделяются на три типа: органические, неорганические и органо-неорганические (рисунок 3.1).



Рисунок 3.1 – Классификация покрытий по материалам [1]

Покрытия металлов и их характеристика по методам их нанесения показана в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Классификация покрытий по способу нанесения [1]

Виды покрытий	Характеристика	Области применения
1	2	3
Диффузионные	Покрытия, получаемые в результате диффузии в защищаемый металл атомов защитного вещества в твердой, жидкой или газообразной фазе при высокой температуре	Для повышения жаростойкости и твердости металлов, коррозионной стойкости и износоустойчивости деталей военной техники
Термомеханические	Покрытия, образующиеся в результате термомеханической обработки защищаемого и защитного металла путем прокатки или протяжки при нагреве	Для плакирования железом, медью, латунью, нержавеющей сталью, алюминием, для покрытия алюминиевых сплавов чистым алюминием для деталей авиационной техники

Продолжение таблицы 3.1

1	2	3
Химические	Покрyтия, полученные методом восстановления ионов металлов. Используют покрyтия из переходных и благородных металлов, металлических сплавов и сплавов металлов с углеродом, фосфором, бором	Применяют в технологии производства печатных плат, при металлизации пластмасс и неорганических материалов (например, керамики), а также для нанесения функциональных покрyтий на металлы и детали военной техники
Наплавочные	Покрyтия, наносимые методами сварки или другими способами	С целью увеличения износостойкости, жаропрочности и эксплуатационной стойкости поверхностей деталей, работающих в условиях больших знакопеременных нагрузок, высоких температур и давлений, в абразивных и агрессивных средах, а также в целях замены дефицитных и дорогостоящих металлов и деталей военной техники
Газотермические	Покрyтия, получаемые методами напыления (газопламенного, плазменного и детонационного), при которых разогретые частицы разгоняются выходящим из сопла сжатым газом и направляются на покрываемую поверхность	Защита от коррозии, декоративная отделка, восстановление изношенных трущихся поверхностей, исправление литейного брака, повышение электропроводности и износостойкости деталей военной техники
Гальванические	Покрyтия, получаемые электрокристаллизацией. Отличаются коррозионной стойкостью. Наиболее распространены покрyтия никелем, оловом, медью, цинком, хромом, серебром и другими металлами.	Для защитных коррозионно-устойчивых и защитно-декоративных целей, повышения поверхностной твердости и износостойкости деталей военной техники
Контактные	Покрyтия, получаемые без прохождения тока от внешнего источника в результате реакции электрохимического вытеснения. Оловянные покрyтия на латуни и стали, покрyтия золотом на серебре, покрyтия медью, никелем, серебром на стали. Отличаются весьма малой толщиной и невысокой коррозиоустойчивостью	Для декоративной отделки и в специальных целях для маркировки деталей военной техники

Продолжение таблицы 3.1

1	2	3
Эмалевые	Покрyтия, получаеmые путем нанесения на изделия неметаллического порошка, основной составной частью которого является двуокись кремния с последующим оплавлением при высокой температуре	Применяются с целью защиты аппаратуры от коррозионного воздействия растворов кислот, щелочей, воды, органических веществ, а также в качестве декоративной отделки металлических изделий, в авиации и деталях военной техники
Лакокрасочные	Покрyтия, получаеmые путем нанесения на поверхность металла одного или нескольких слоев лака или краски	Применяются для защиты металлов от коррозии деталей военной техники
Комбинированные	Покрyтия, представляющие собой комбинации гальванических, оксидных, лакокрасочных и других видов покрытий, граничащих между собой на одной детали или изделии	Применяются с целью маркировочной отделки деталей военной техники
Вакуумно-плазменные	Покрyтия, получаеmые методом аэрозольного осаждения (CVD- и PVD-методами)	Имеют широкое применение в технике, медицине, легкой промышленности для защиты материалов и деталей военной техники

3.2 Диффузионные покрытия

Диффузионные покрытия образуются в результате химико-термической обработки металлов и сплавов. Химико-термическая обработка (ХТО) сочетает термическое и химическое воздействие на материал с целью изменения химического состава, структуры и свойств поверхностных слоев. В таблице 3.2 приведена общая классификация различных видов ХТО.

Таблица 3.2 – Классификация операций ХТО [1]

Особенности насыщающей среды	Варианты ХТО	
	Однокомпонентное насыщение	Многокомпонентное насыщение
1	2	3
Диффузионное насыщение неметаллами	1. Цементация (науглероживание) 2. Азотирование 3. Борирование 4. Силицирование	1. Углеродоазотирование (азотирование) 2. Нитроцементация 3. Цианирование 4. Сульфозазотирование 5. Сульфоцианирование 6. Боросилицирование 7. Карбоборирование
Диффузионное насыщение		1. Совместное насыщение бором и переходными металлами (Cr, W, Ti)

металлами и неметаллами		2. Карбохромирование 3. Совместное насыщение кремнием и переходными металлами (Cr, W, Mo, Ti)
-------------------------	--	--

Цементация стальных деталей военной и гражданской техники (двойного назначения) представляет собой диффузионное насыщение углеродом поверхностного слоя при высокой температуре. При этом происходит упрочнение этого слоя [2] (рисунок 3.2).



Рисунок 3.2 – Цементация стали [2]

Глубина упрочненного слоя отлична от величины диффузионного слоя и определяется по твердости, которая соответствует точке в 550 HV, определяемой по ГОСТ 33439 (рисунок 3.3). Глубина упрочненного слоя зависит от содержания углерода, температуры цементации и размеров детали. Именно поэтому нет однозначной связи между упрочненным и диффузионным слоями.

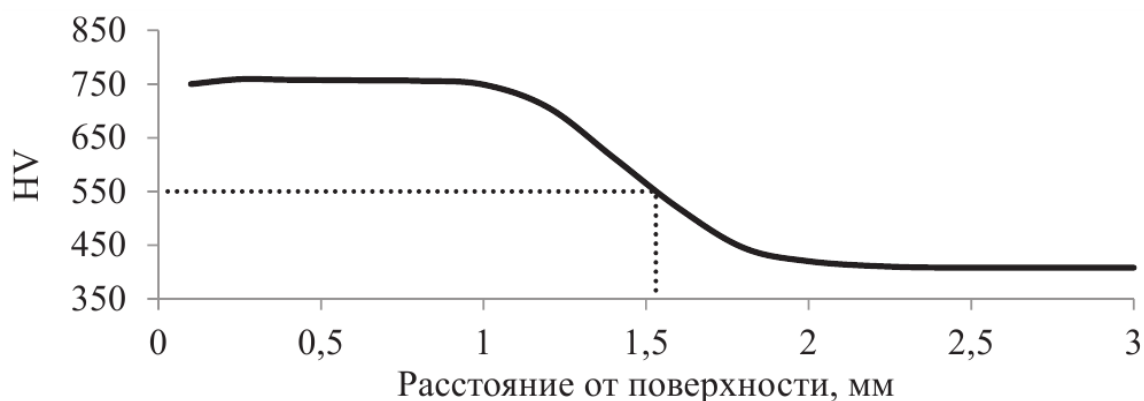


Рисунок 3.3 – Определение глубины упрочненного слоя согласно ГОСТ 33439 [2]

Длительность термического воздействия составляет 15 часов при температуре в 920°C с получаемым слоем 1,2 мм. Для ускорения производственного процесса температуру поднимают. Уже при 1000°C получить такой же науглероженный слой возможно за 8 часов.

Цементацию можно проводить в жидкой среде. Жидкая среда – это расплавленные соли. В качестве солей используются карбонаты металлов, правда, металлы должны быть щелочными с низкой температурой плавления. Температура проведения цементации при данном методе составляет 850°C. Процесс происходит во время погружения деталей в ванну с расплавом и выдерживании их там (рисунок 3.4).



Рисунок 3.4 – Цементация в жидкой среде [2]

В этом случае науглероженный слой не превышает 0,5 мм. Соответственно времени занимает до 3 часов. Достоинством данного метода является незначительная деформация деталей.

Существует также вакуумная цементация деталей, которая состоит из следующих этапов: загрузка деталей в холодную печь; откачка камеры; нагрев деталей и выдержка их в течении часа; затем подача углеродного газа под давлением; процесс повторяют три раза; после этого начинают охлаждение в присутствии инертного газа. Вид камеры с наличием автоматики показан на рисунке 3.5.

После проведения цементации твердость науглероженного слоя достигает: 58-61 HRC на легированных сталях и 60-64 HRC на низкоуглеродистых сталях. Микроструктура сталей после цементации с различным содержанием углерода показана на рисунке 3.6.

Азотирование стальных деталей военной и гражданской техники (двойного назначения) представляет собой диффузию азота в поверхностный слой [3]. Азотирование крупногабаритных деталей: зубчатых передач, валов, специзделий для оборонной промышленности показано на рисунке 3.7.



Рисунок 3.5 – Вакуумная камера для цементации [2]

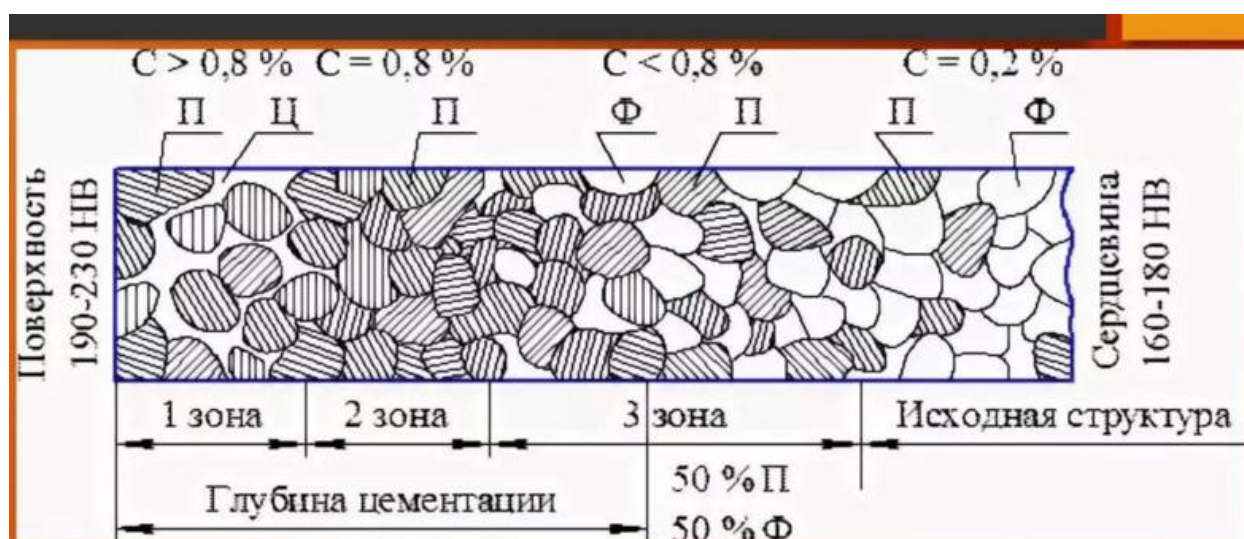


Рисунок 3.6 – Микроструктура цементированного слоя с различным содержанием углерода С% [2]

В работе [4] разработали технологию упрочнения методом азотирования мелкозубчатых передач для авиационной техники, показанной на рисунках 3.8 и 3.9.

Основные трудности при упрочнении деталей малого размера представляет адекватное определение температуры на поверхности, применение новейших бесконтактных способов упрощает этот контроль.



Рисунок 3.7 – Общий вид упрочняемых деталей [4]



Рисунок 3.8 – Общий вид азотируемых деталей [4]

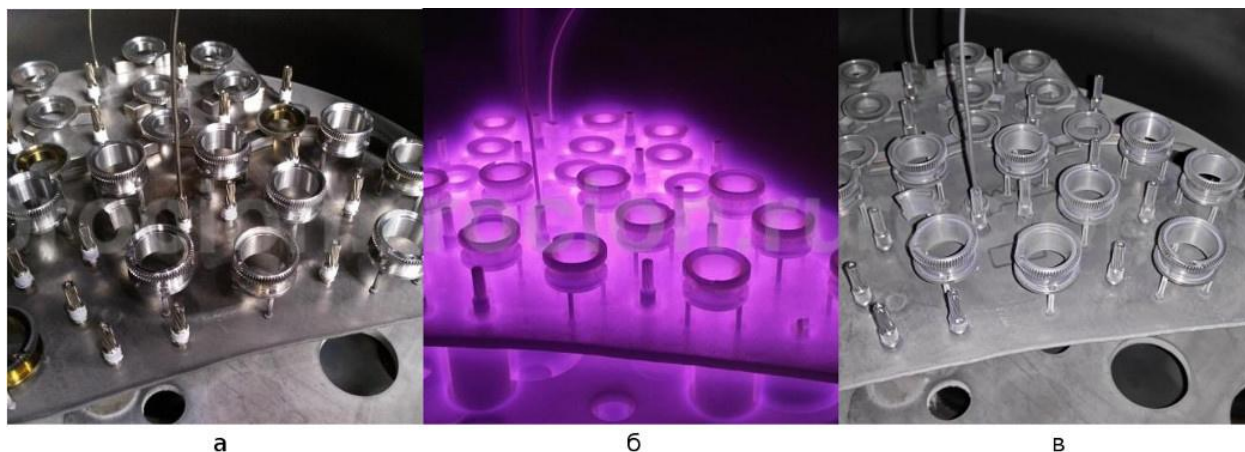


Рисунок 3.9 – Вид деталей до (а), во время (б) и после (в) ионного азотирования [4]

График распределения микротвердости по азотированному слою показан на рисунке 3.10.

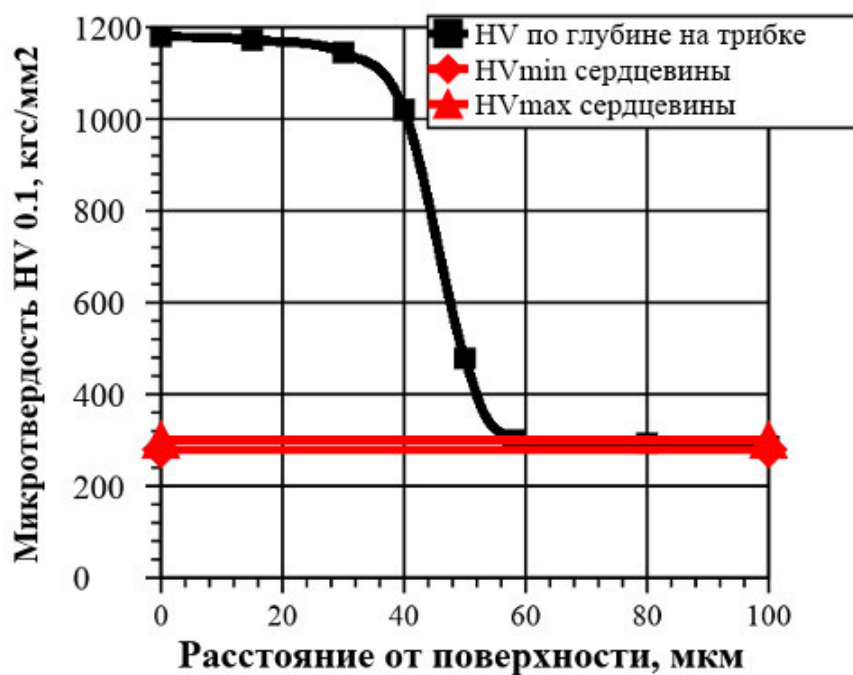


Рисунок 3.10 – График распределения микротвердости по глубине азотированного слоя [4]

Борирование стальных деталей военной и гражданской техники (двойного назначения) представляет собой диффузионное насыщение бором поверхностного слоя [5]. Диффузионное насыщение бором разделяют по техническим признакам, температуре проведения процесса, фазовому составу и структуре [6]. Исходя из технологических особенностей процесса борирования различают борирование в порошковых смесях, газовых и жидких (электролизное, жидкостное безэлектролизное) средах, из паст и суспензий (таблица 3.3).

Таблица 3.3 – Методы и материалы при борировании [7]

Метод борирования	Материал для борирования
Борирование в порошковых средах	Смеси на основе карбида или оксида бора, содержащие активаторы и инертные наполнители
Жидкостное электролизное борирование	Солевые расплавы на основе буры
Борирование из обмазок	Расплавы на основе боратов щелочных металлов

В поверхностном слое образуются покрытия, химический состав которых состоит из боридов железа FeB и Fe_2B , представляющих твердый раствор в α -железе. Содержание бора в тысячные доли приводит к увеличению износостойкости стали в 2 раза.

Твердое борирование проводят в контейнерах в порошковых смесях, содержащих порошкообразный боризатор (аморфный бор, карбид бора, ферробор и другие соединения) и специальные добавки. Для получения борированного слоя толщиной 0,1-0,3 мм на сталях насыщение осуществляют при 900-1100°C в течение 5-6 ч (рисунок 3.11).

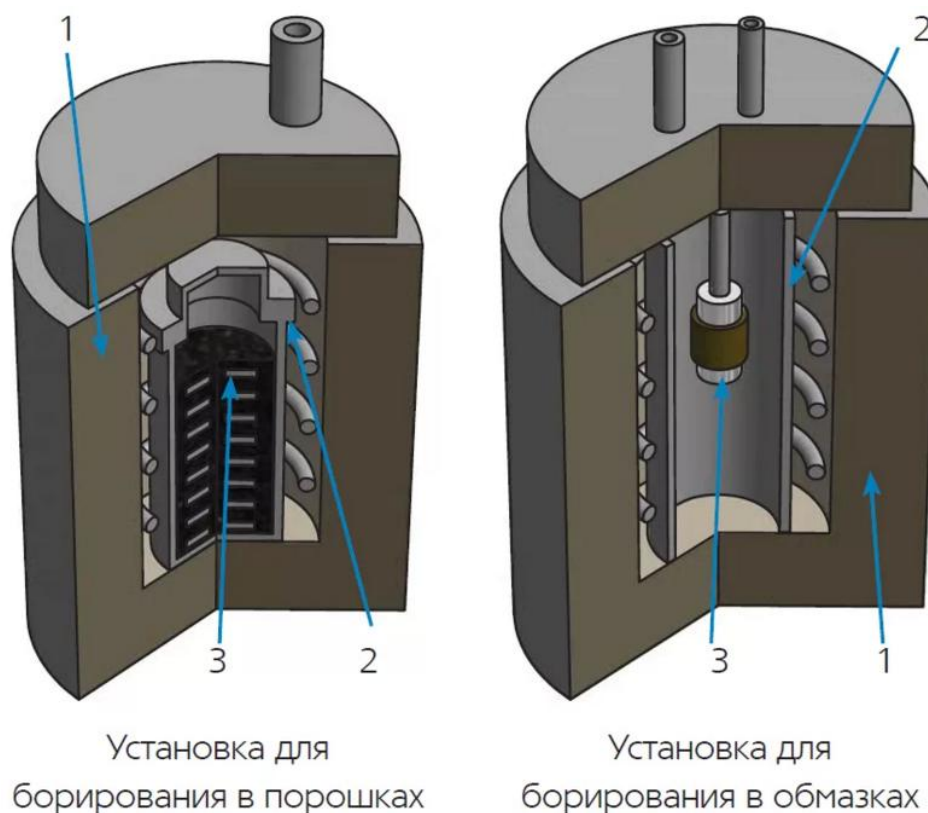


Рисунок 3.11 – Твердое борирование [7]

Газовое борирование – этот метод считается более совершенным методом насыщения бором. Борирование проводится в активных газовых средах и при более низких температурах 800-850°C в течение 2-6 ч. и позволяет получить борированный слой толщиной 50-200 мкм. На рисунке 3.12 показана схема газового борирования.

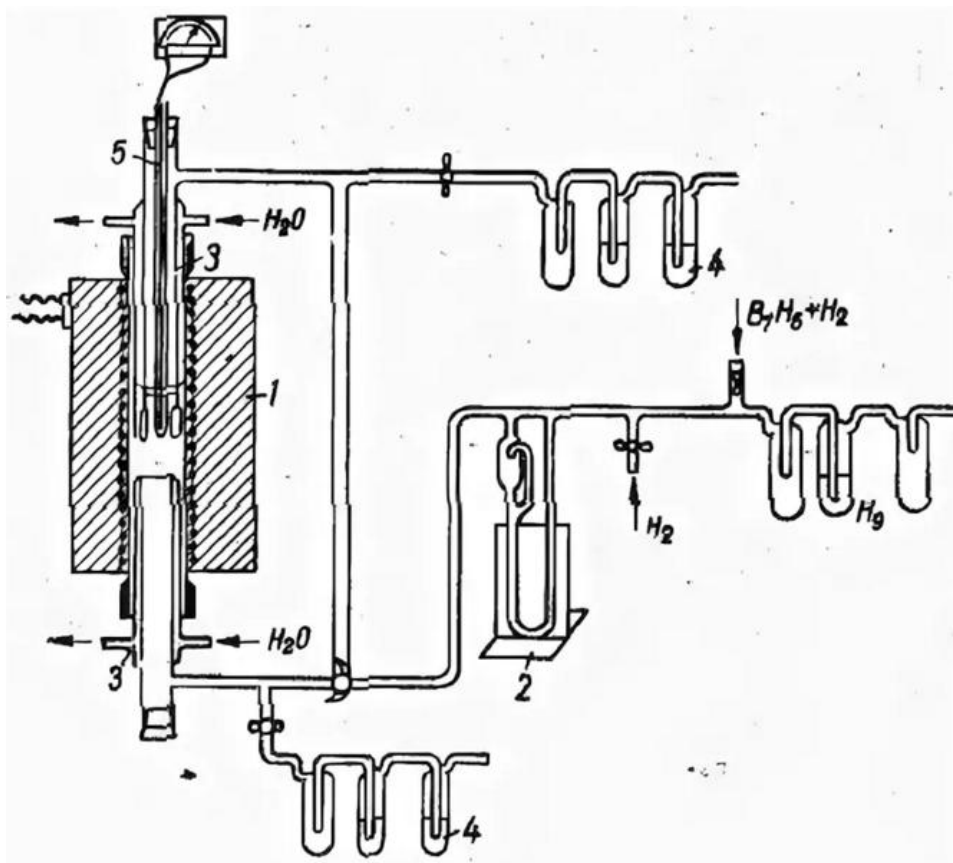


Рисунок 3.12 – Установка для газового борирования [7]

Газовое борирование происходит при помощи смеси диборана B_2H_6 и водорода, когда образцы нагревают в токе водорода и подают в реактор рабочую смесь. Диборан подается из газового баллона в муфель 1 для нагревания. Реометр 2 следит за скоростью подачи газовой смеси через форсунку 3, которая охлаждается водой. Отходящие газы очистятся через ловушку 4. Температура в газовом реакторе измеряется термопарой 5.

На стальных изделиях образуется слой боридов толщиной 0,1-0,2 мм, который обладает высокой твердостью (HV 1800-2000) и состоит из двух фаз – моноборида FeB (16,25% B) и борида Fe_2B (8,48% B). При газовом борировании осуществляется вытеснение углерода из поверхностного слоя на глубину изделия даже при невысокой температуре – порядка 750°C.

Жидкостное борирование различают на электролизное и безэлектролизное. Электролизное борирование проводят на специальной установке (рисунок 3.13). Он состоит из полого графитового стержня 1, внутри которого расположен элемент его крепления в виде металлического штока 2, соединенного в верхней части с емкостью 3, а в нижней части – с мембраной 4. Внутри емкости 3 расположены два параллельных электрода 5, подключенные к регулируемому источнику импульсного тока 6. Электрод помещают в ванну 7 с футеровкой 8, заполненную расплавом боросодержащих солей. В ванне на подвеске 9 помещена обрабатываемая деталь 10, внутри которой установлен электрод 1. Для обработки деталей сложной конфигурации, с целью увеличения степени вибрационного воздействия на электролит, предусматриваются различные варианты конструкции мембран-излучателей.

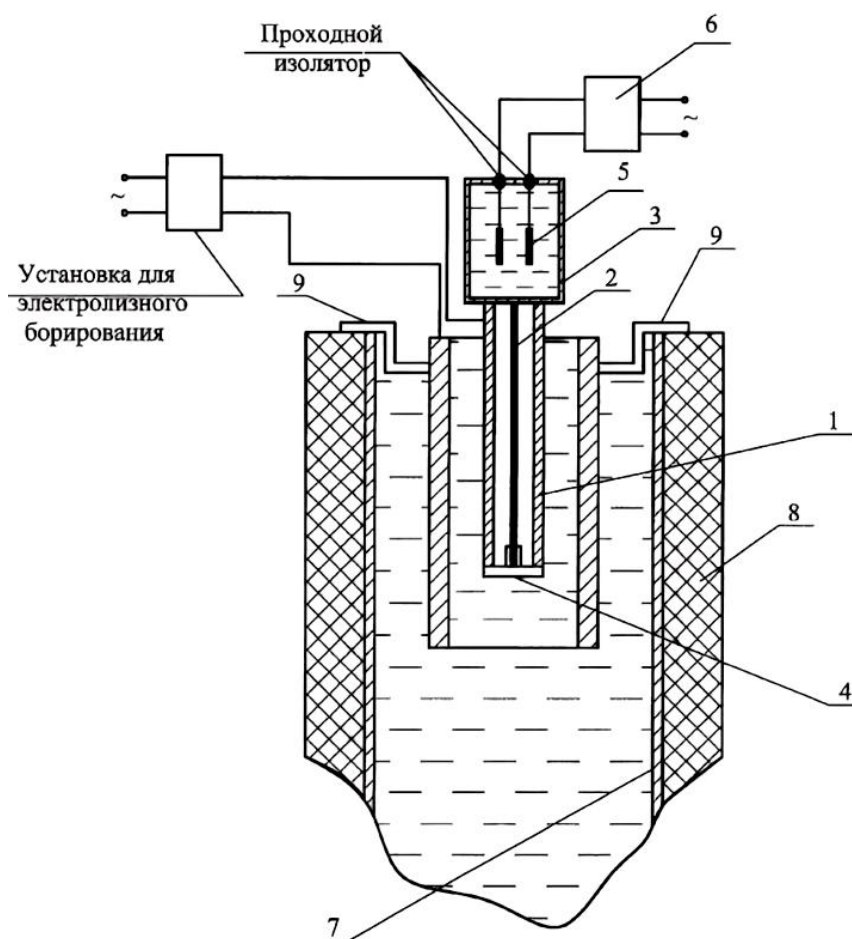


Рисунок 3.13 – Установка электролизного борирования [7]

Безэлектролизное борирование можно проводить в любых печах-ваннах, обеспечивающих получение требуемой температуры около 900°C . В качестве насыщающих сред используют расплавы на основе боратов щелочных металлов (преимущественно $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$), в которые добавляют электрохимические восстановители: химически активные элементы (Al, Si, Ti, Ca, Mn, B и др.) или ферросплавы, лигатуры и химические соединения на их основе – ферромарганец (ФМн95), силикомарганец (СМн17), силикоцирконий (СиЦр50), карбид бора (B_4C), карбид кремния (SiC), силикокальций (СК25). Указанные вещества вводят в расплав в виде порошка с размером частиц 0,05-0,6 мм (в зависимости от природы и удельной массы восстановителя). Оптимальное содержание восстановителя в расплаве колеблется от 20 до 40% по массе.

При сравнительной оценке существующих методов борирования в первую очередь необходимо учитывать их технологические достоинства и недостатки, производительность (скорость насыщения) и стоимость (экономическую эффективность) (таблица 3.4).

Таблица 3.4 – Сравнительная характеристика методов борирования [7]

Метод	Достоинства	Недостатки
Жидкостное борирование (безэлектролизное)	Технологическая простота, отсутствие специального оборудования	Повышенная вязкость применяемых расплавов по сравнению с чистой бурой
Электролизное борирование	Высокое качество боридных слоев, высокопроизводительно	Необходима специальная энергоемкая установка
Борирование в порошковых средах	Простота технологического оборудования, упрочнение изделий сложных форм, минимальная деформация при обработке	Наибольшие денежные затраты на порошковую смесь
Газовое борирование	Упрочнение изделий сложных форм	Взрывоопасен

Силицирование стальных деталей военной и гражданской техники (двойного назначения) представляет собой диффузионное насыщение кремния поверхностного слоя (рисунок 3.14).

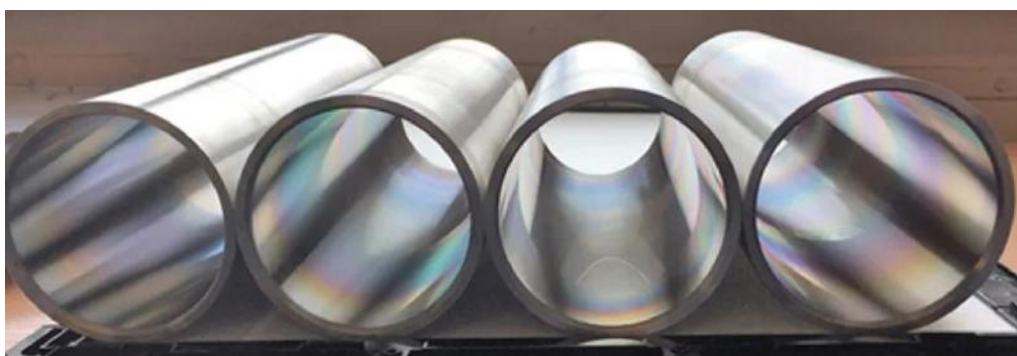


Рисунок 3.14 – Силицирование стальных деталей [7]

Силицирование молибдена или стали может проводиться при применении электролизной технологии, которая предусматривает использование предназначенного для химико-термической обработки оборудования. Составными элементами классического оборудования являются (рисунок 3.15):

1. Печь-ванна, в которую погружается заготовка и подвергается нагреву.
2. Система питания, которая может генерировать и подавать постоянные или переменные токи.
3. Система автоматического контроля заданных режимов и регулировки температуры.

При насыщении кремнием поверхности обрабатываемых деталей, рассматриваемым методом следует учитывать, что размеры могут изменяться.



Рисунок 3.15 – Установка электролизного силицирования [7]

Технология силицирования в жидкости намного проще. Насыщение может проводиться в печах практически в любой конструкции, что существенно снижает расходы на этапе организации производства (рисунок 3.16).

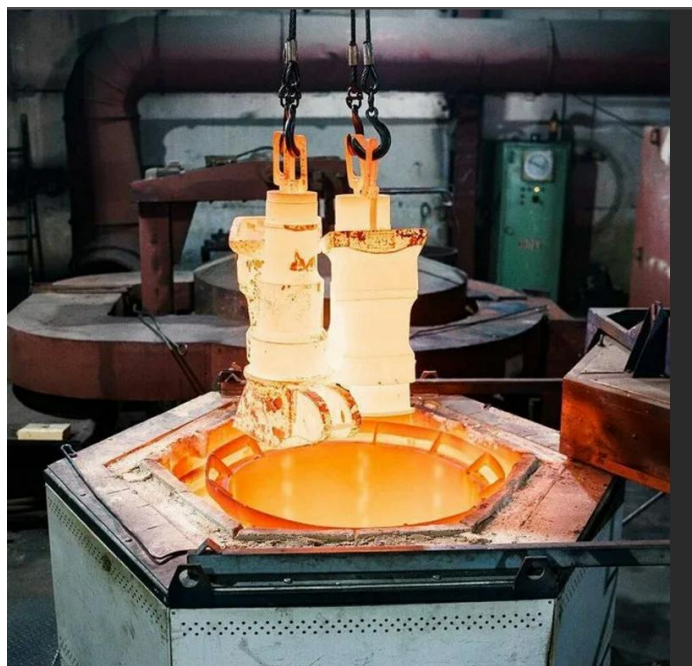


Рисунок 3.16 – Технология силицирования в жидкости [7]

Процесс насыщения в данном случае может проводиться при температуре от 900 до 1100°C. Время выдержки составляет 2-10 часов. После выгрузки деталей из ванны они должны охладиться или подвергаться закалке.

Рассматривая силицирование при использовании порошкообразной среды, следует учитывать, что данный метод один из самых доступных на сегодняшний день (рисунок 3.17).



Рисунок 3.17 – Силицирование при использовании порошкообразной среды [7]

Довольно часто используется газовая смесь в качестве среды насыщения. Для получения среды проводится смешивание моносилана и тетрахлорид кремния (рисунок 3.18).

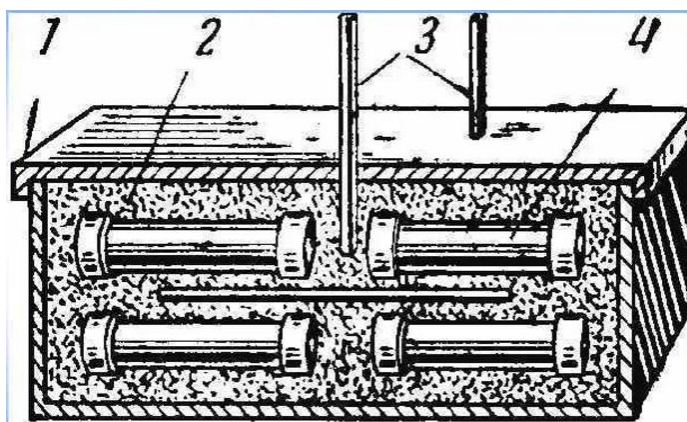


Рисунок 3.18 – Силицирование при использовании газовой смеси [7]

Алитирование стальных деталей военной и гражданской техники (двойного назначения) представляет собой диффузионное насыщение алюминием поверхностного слоя.

Для алитирования в порошкообразных смесях требуется металлический ящик, который заполняют карбюризатором. Сверху устанавливают деталь для обработки. Максимальная температура составляет 1050°C . В среднем цикл длится от 8 до 12 часов.

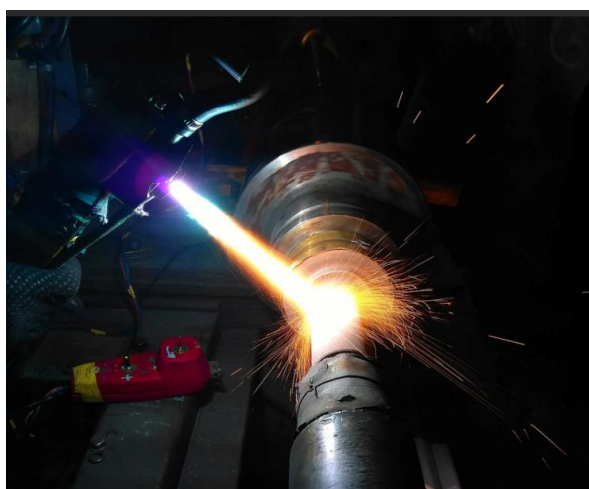
При этом глубина диффузии не превышает 0,5 мм. Рабочая смесь представлена порошками на основе алюминия с добавлением каталитических присадок. С помощью данного метода можно обработать детали любой формы. Дополнительным преимуществом является многократное использование карбюризатора, при этом себестоимость выполнения работ самая высокая (рисунок 3.19).



1 – ящик; 2 – карбюризатор; 3 – «свидетели»; 4 – детали

Рисунок 3.19 – Алитирование в порошкообразных смесях [8]

Алитирование напылением показано на рисунке 3.20.



а)



б)

Рисунок 3.20 – Алитирование напылением (а) и коллекторов (б) [8]

Напыление – очень быстрый способ алитирования стали. Алюминий проникает вглубь изделий на 0,3 мм за один час. Характеризуется низкой температурой выполнения работ: она не превышает 750°C. На этом достоинства заканчиваются. Из недостатков выделяют высокую пористость и неравномерность защитного слоя, а также повышенные требования к предварительной подготовке поверхности.

Алитирование металлизацией показано на рисунке 3.21. Металлизацию и последующий обжиг проводят при температуре 950°C. Рабочий цикл длится 2-4 часа. Единственный минус – малая глубина проникновения (до 0,4 мм). Несмотря на это, защитный слой отличается высоким качеством и стойкостью к механическим повреждениям.



Рисунок 3.21 – Алитирование металлизацией [8]

Алитирование в вакууме показано на рисунке 3.22.



Рисунок 3.22 – Алитирование в вакууме [8]

Хромирование стальных деталей военной и гражданской техники (двойного назначения) представляет собой диффузионное насыщение хромом поверхностного слоя [9].

Электролитическое хромирование является одним из важнейших гальванических процессов и широко применяется в различных отраслях промышленности и в обороне, что связано со многими уникальными свойствами хромовых покрытий – высокой твёрдостью, коррозионной стойкостью, износостойкостью, термостойкостью [10]. При этом в хромовые электролиты стали добавлять дисперсные фазы вюрцитоподобного BN, TiN, WC и детонационных алмазов [11], никеля [12], углеродные наноматериалы [13], наноразмерные частицы (C, SiO₂), гетерогенные двойные Fe-W(Mo), Ti-Co(Mn) и тройные Fe-Co-W наносистемы [14] и прочее, чтобы улучшить технологические свойства хромовых покрытий.

Традиционный технологический процесс нанесения хромовых гальванических покрытий показан на рисунке 3.23. Температура электролита 55 °С; токовый режим изменения катодной плотности тока i_k от времени τ имеет сложную форму и представлен на рисунке 3.23. Время нанесения покрытия 1 ч.



Рисунок 3.23 – Изменение плотности тока в процессе хромирования [13]

Микротвердость хромового покрытия из стандартного электролита без добавок составила 853 кг/мм². На рисунке 3.24 показано микроиндентирование.

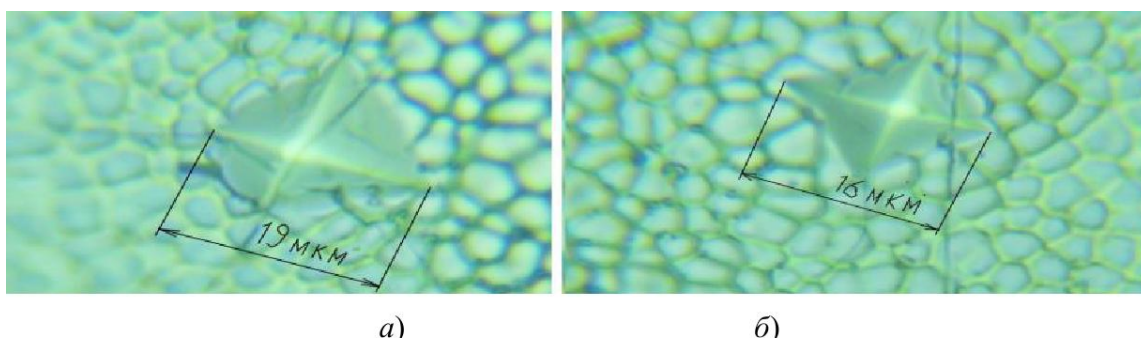


Рисунок 3.24 – Хромовое покрытие: а – без добавок; б – со смесью наноалмазов (12 г/л) [13]

Как влияют добавки на микротвердость хромового покрытия представлено на рисунке 3.25.

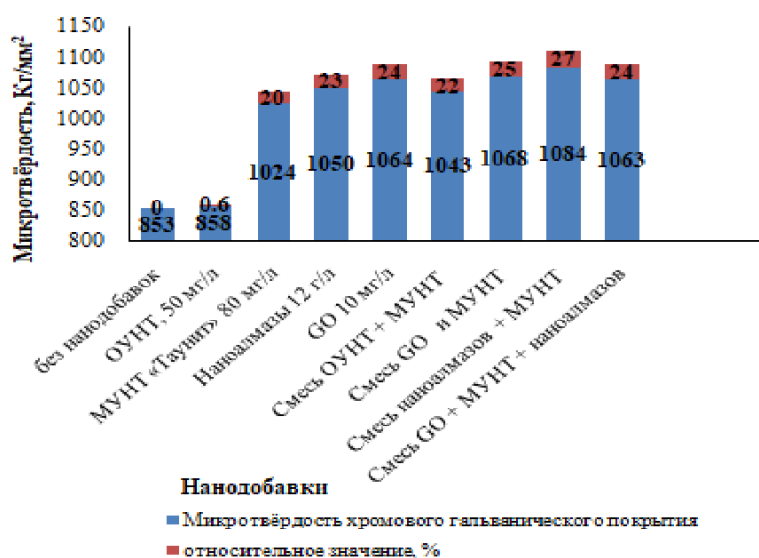


Рисунок 3.25 – Добавки на микротвердость хромового покрытия [13]

Хромирование поверхности каналов стволов стрелкового оружия применяют для повышения их живучести, главным образом для увеличения износоустойчивости против механического истирания поверхности каналов стволов оболочкой пули. Вместе с тем хромирование поверхностей каналов стволов повышает и их антикоррозионную стойкость (рисунок 3.26).



Рисунок 3.26 – Автомат АК-47 с обозначением деталей для хромирования [10]

Цинкование стальных деталей военной и гражданской техники (двойного назначения) представляет собой диффузионное насыщение цинком поверхностного слоя [15]. Технология горячего цинкования отличается от других способов обработки металла достоинствами (рисунок 3.27).



Рисунок 3.27 – Технология горячего цинкования [15]

Технология цинкования металла горячим способом приводит к созданию

покрытия, особо устойчивого к воздействию жидкой среды. Если сравнивать этот метод с другими методами, то устойчивость покрытия будет выше в 6 раз. Такие свойства позволяют использовать технологию с целью обработки труб и разного рода емкостей.

Технология цинкования металла предполагает использование специального оборудования, например, линии горячего цинкования или емкости с расплавленным цинком, куда опускают обрабатываемое изделие. Если используется простой способ и цинк находится в емкостях в расплавленном виде, то необходимо соблюдение определенной температуры для поддержания расплава. Температура зависит от габаритов обрабатываемого изделия и в среднем находится в диапазоне $+420\dots+455^{\circ}\text{C}$.

При использовании простого оборудования (рисунок 3.28) для обработки заготовок погружным методом следует соблюдать ряд условий на производственном участке:

- должна быть установлена мощная вытяжка для удаления паров, образующихся во время цинкования;
- скорость погружения изделия в расплав и длительность выдержки в нем должны регулироваться специальным оборудованием;
- важно обеспечить качественное охлаждение обрабатываемого изделия после обработки цинком.



Рисунок 3.28 – Оборудование для цинкования [15]

Титанирование стальных деталей военной и гражданской техники (двойного назначения) представляет собой диффузионное насыщение титаном поверхностного слоя. Наиболее перспективной технологией, обеспечивающей возможность одновременного повышения износостойкости, коррозионной и коррозионно-механической стойкости, является технология диффузионного титанирования из среды легкоплавких жидкометаллических растворов [16]. Данная технология является реализуемой в промышленности, относительно малозатратной и может использоваться для нанесения покрытий как на конструкционные, инструментальные стали, так и на чугуны. При диффузионном титанировании на поверхности изделия военной техники за счет взаимодействия титана с углеродом стали или углеродом, содержащимся в насыщающей среде, образуется твердый, износостойкий слой, содержащий карбиды титана.

Микротвердость таких слоев может составлять НУ 2500-3200. Относительная износостойкость таких покрытий в несколько раз выше, чем для борированного или хромированного слоев [16]. Образец титанирования показан на рисунке 3.29.



Рисунок 3.29 – Образец титанирования стали [16]

Бериллизация стальных деталей военной и гражданской техники (двойного назначения) представляет собой диффузионное насыщение бериллием поверхностного слоя. По совокупности физических, химических и механических свойств бериллий представляет собой один из наиболее ценных конструкционных реакторных материалов [17]. Как конструкционный материал Ве превосходит графит. При повышенных температурах он прочнее, чем спеченный порошковый AI и циркалой. Нержавеющая сталь при любых температурах прочнее бериллия, но она не обладает малым поперечным сечением поглощения нейтронов и тепловыми характеристиками, свойственными Ве [18]. На основании полученных в работе [18] экспериментальных данных предложена физическая картина фазовых превращений в нержавеющей стали при термической бериллизации:

а) в процессе начальной диффузии атомов бериллия в γ -фазе образуется бериллид NiBe, что приводит к уменьшению локальной концентрации атомов Ni и превращению $\gamma \rightarrow \alpha$;

б) дальнейшая диффузия и повышение концентрации атомов Ве в α -фазе приводит к образованию бериллида $FeBe_{2+\delta}$ (при достаточном количестве атомов бериллия).

Бериллизацию проводят в порошкообразных смесях в ящиках, подобному тому, как показано на рисунке 3.19. Например, за 4 часа при 1050 °С на стали 10 образуется бериллизированный слой толщиной 0,15-0,2 мм, твердостью HV=14-15 Гн/м² (1400-1500 кгс/мм²). Бериллизацию применяют редко, только для ответственных жаропрочных сплавов или для ядерных реакторов [19].

3.3 Газотермические покрытия

Классификация газотермического напыления показана на рисунке 3.30.

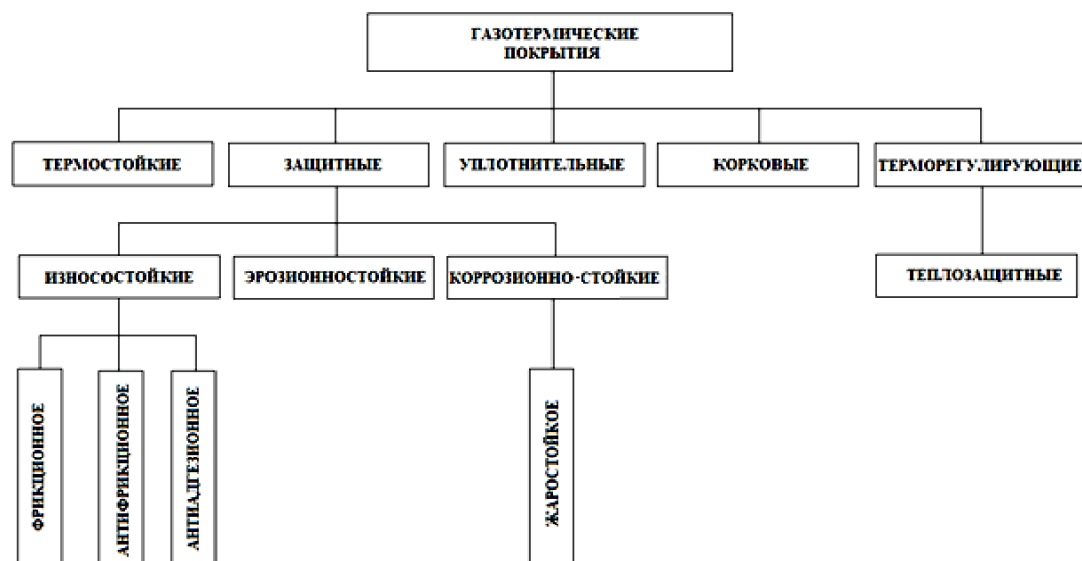


Рисунок 3.30 - Классификация газотермических покрытий по функциональному назначению [1]

Газотермическое напыление можно различать по энергетическому признаку, изображенного на рисунке 3.31.

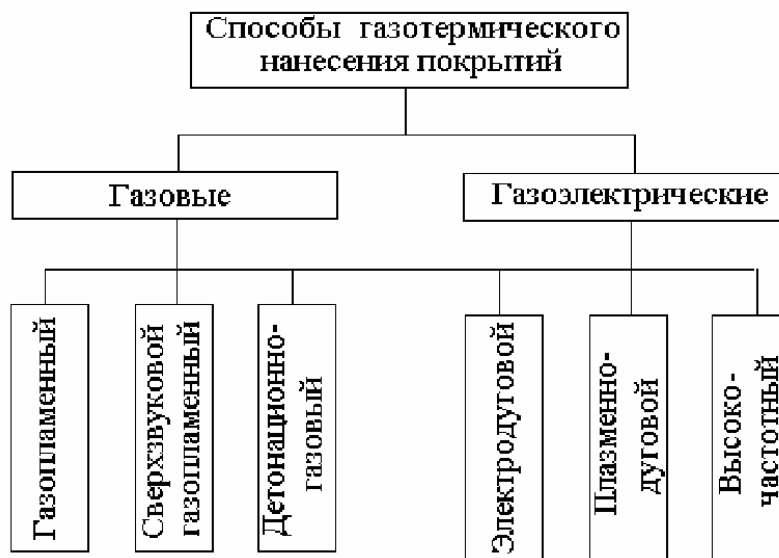


Рисунок 3.31 – Классификация процессов газотермического напыления покрытий по энергетическому признаку [1]

Характеристика материала для напыления показана на рисунке 3.32.

Если воспользоваться работой [20], то можно сделать следующие выводы: газотермические технологии нанесения покрытий являются одним из способов обработки поверхности материалов, которые используются уже в течение нескольких десятилетий.



Рисунок 3.32 – Классификация способов газотермического напыления по форме напыляемого материала [1]

Основное назначение газотермических покрытий для машиностроения можно проиллюстрировать следующими примерами, представленными на рисунке 3.33.



Рисунок 3.33 – Газотермических покрытий для машиностроения [20]

Общим для всех газотермических покрытий является наличие диспергированного напыляемого материала, ускоряемого газовой струёй. Рассмотрим каждый из них, следуя работе [20].

Газопламенное напыление проволокой или стержнями (рисунок 3.34).

При газопламенном напылении проволокой или стержнями распыляемый материал непрерывно подаётся в центр ацетилен-кислородного пламени и там оплавляется. С помощью распыляющего (диспергирующего) газа, например, сжатого воздуха или азота, расплавленные капли выдуваются из зоны плавления и ускоряются в направлении подготовленной детали. Газопламенное напыление проволокой является одним из самых распространенных способов с очень высоким качеством покрытия. В автомобилестроении ежегодно более сотни тонн молибдена напыляется на вилки переключателей, кольца синхронизации и поршневые кольца.

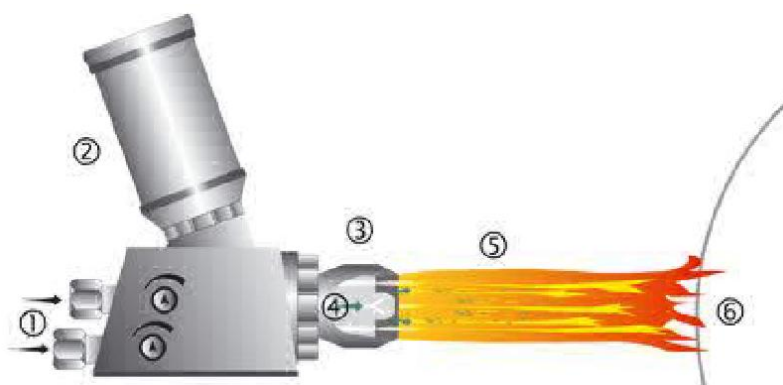


(1) Ацетилен/Кислород (2) Проволока или стержень (3) Сопло
(4) Ацетилен/кислородное пламя и напыляемый материал (5) Деталь

Рисунок 3.34 – Газопламенное напыление проволокой [20]

Газопламенное напыление порошком (рисунок 3.35).

При газопламенном напылении порошком порошкообразные частицы напыляемого материала плавятся или оплавляются в ацетилен-кислородном пламени и с помощью расширяющегося горячего газа ускоряются в направлении подготовленной поверхности детали.

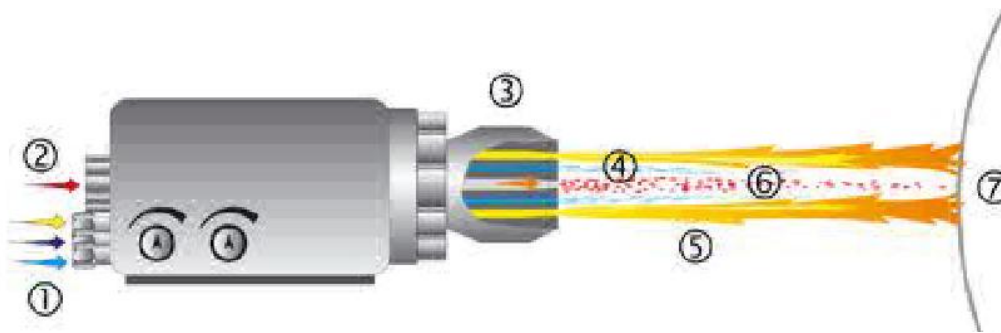


(1) Ацетилен/Кислород (2) Ёмкость с порошком (3) Сопло
(4) Газ + Порошок (5) Ацетилен-кислородное пламя и напыляемые частицы (6) Деталь

Рисунок 3.35 – Газопламенное напыление порошком [20]

Газопламенное напыление пластиков (рисунок 3.36).

Газопламенное напыление пластиков отличается от других газопламенных технологий тем, что при этом способе пластик не имеет прямого контакта с ацетилен-кислородным пламенем. В центре газопламенного пистолета имеется подающее газопламенное сопло. Вокруг два кольцевых сопла. Внутреннее для воздуха или инертного газа, внешнее кольцо для энергоносителя, ацетилен-кислородного пламени. Процесс оплавления пластика происходит не прямо от пламени, а от нагретого воздуха и излучения. Применение: перила, кирпичные трубопроводы, ёмкости для воды, садовая мебель, маркировка бассейнов и т.д.

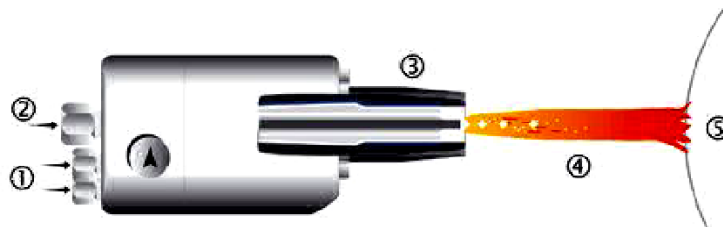


1) Ацетилен/Кислород (2) порошок пластика (3) сопло с горючим газом (4) воздушная защита (5) Ацетилен-кислородное пламя (6) оплавленный пластик (7) Деталь

Рисунок 3.36 – Газопламенное напыление пластиков [20]

Сверхзвуковое газопламенное напыление (HVOF) (рисунок 3.37).

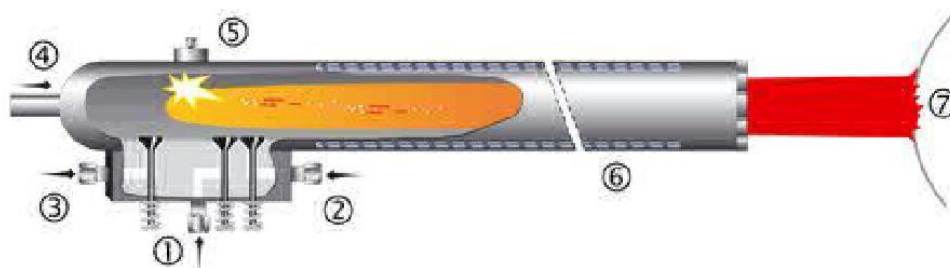
При сверхзвуковом газопламенном напылении происходит постоянное горение газа при высоком давлении внутри камеры сгорания, на ось которой подаётся порошкообразный напыляемый материал. Создаваемое высокое давление в камере сгорания смесью горючего газа и кислородом обеспечивает дальше в профилированном сопле необходимую высокую скорость газового потока. Благодаря этому напыляемые частицы ускоряются до больших скоростей, что ведёт к образованию чрезвычайно плотных и с отличной адгезией покрытий. Достаточная, но медленно вводимая температура приводит в процессе напыления к только незначительным металлургическим изменениям, например, минимальное образование твёрдого раствора карбидов. При этом способе напыления получают экстремально тонкие покрытия с высокой точностью размеров.



(1) горючий газ/кислород (2) Порошок + газ (3) Сопло с или без охлаждения водой (4) Горючий газ/кислородное пламя и напыляемые частицы (5) Деталь

Рисунок 3.37 – Сверхзвуковое газопламенное напыление [20]

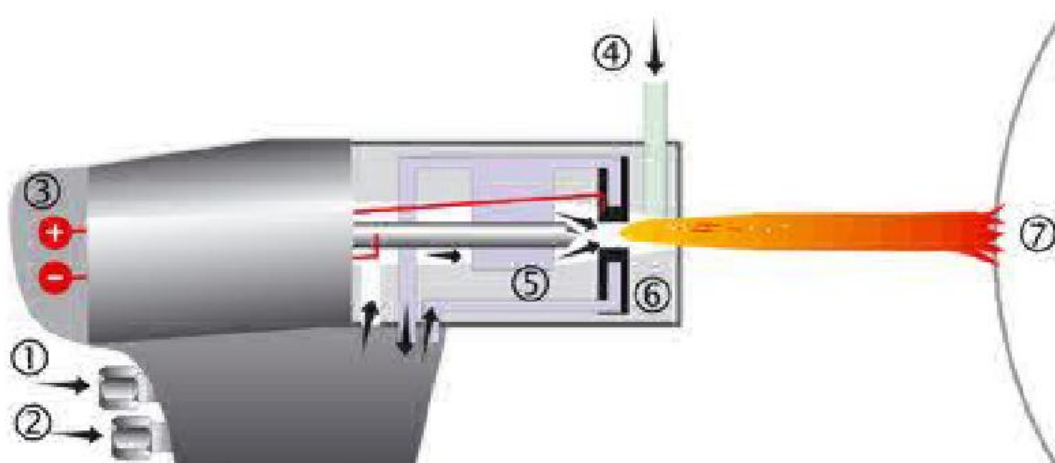
Детонационное напыление (рисунок 3.38). Напыление ударом пламенем является прерывистым периодическим процессом напыления. Так называемые детонационные пушки состоят из выходной трубы, на конце которой находится камера сгорания. В неё вводится газопорошковая (ацетилен-кислород-порошок) смесь, поджигаемая искрой. Образующаяся в трубе ударная волна ускоряет напыляемые частицы. Они нагреваются в фронте пламени, ускоряются до высоких скоростей в направлении подготовленной детали. После каждой детонации производится очистка камеры и трубы азотом. Очень высокое качество покрытий оправдывает во многих случаях высокие финансовые расходы.



(1) Ацетилен (2) Кислород (3) Азот (4) Напыляемый порошок
(5) Устройство поджига (6) Выходная труба с водяным охлаждением (7) Деталь

Рисунок 3.38 – Детонационное напыление [20]

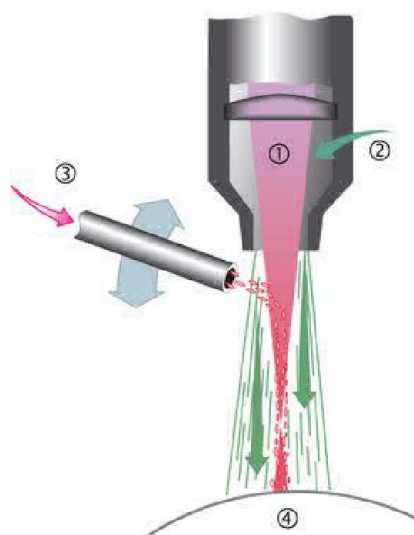
Плазменное напыление (рисунок 3.39). При плазменном напылении порошок внутри или снаружи плазменного пистолета плавится плазменной струей и ускоряется в направлении покрываемой детали. Плазма генерируется электрической дугой, горящей в аргоне, гелии, азоте, водороде или их смеси. При этом происходит диссоциация и ионизация газов, они приобретают высокую скорость на выходе, и при рекомбинации отдают своё тепло напыляемым частицам. Электрическая дуга горит между центральным катодом и водоохлаждаемым анодом. Этот способ используется при нормальной атмосфере, в защитном газе (например, аргоне), в вакууме и под водой. При соответствующем профилировании сопла возникает также сверхзвуковая плазма.



(1) Инертный газ (2) Охлаждающая вода (3) Постоянный ток (4) Порошок
(5) Катод (6) Анод (7) Деталь

Рисунок 3.39 – Плазменное напыление [20]

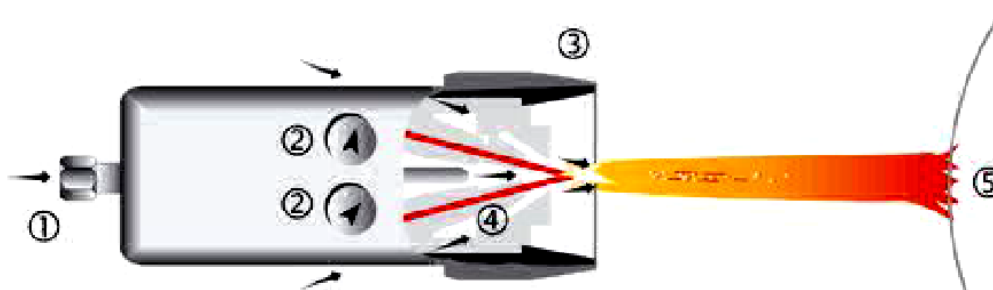
Лазерное напыление (рисунок 3.40). При лазерном напылении порошок вводится в лазерный луч через соответствующее сопло. Лазерным лучом порошок и малая часть подложки (микроны) плавятся, металлургически соединяются. Для защиты сварочной ванны служит защитный газ.



(1) Лазерный луч (2) Защитный газ (3) Порошок (4) Деталь

Рисунок 3.40 – Лазерное напыление [20]

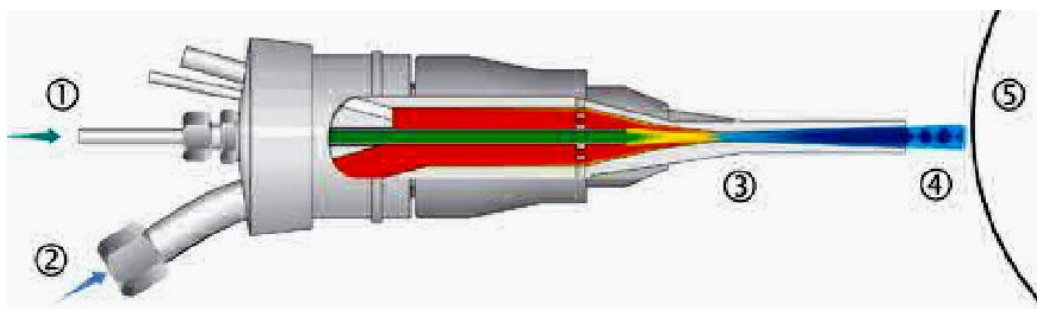
Электродуговая металлизация (рисунок 3.41). При электродуговой металлизации две проволоки одинаковые или разные по составу плавятся электрической дугой, горящей между ними, и распыляющим (диспергирующим) газом, например, воздухом ускоряется в направлении покрываемой детали. Электродуговая металлизация процесс напыления с высокой производительностью, но пригоден только для распыления электропроводящих материалов. Перспективным является использование терморезающих порошковых проволок. При использовании при распылении азота или аргона окисление материалов не происходит.



(1) Распыляющий газ (2) Подача проволоки, регулируемая (3) Сопло (4) Электропроводящая проволока (5) Деталь

Рисунок 3.41 – Электродуговая металлизация [20]

Холодное напыление (рисунок 3.42). При холодном напылении речь идёт о новом поколении сверхзвукового газопламенного напыления. Кинетическая энергия напыляемых частиц при этом увеличивается, а термическая энергия уменьшается. Тем самым можно создавать почти полностью безоксидные покрытия. Этот новый способ известен под именем CGDM или ХГН. Порошок нагревается газовой струёй до 6000°C соответствующим давлением ускоряется до скорости более 1000 м/сек и наносится непрерывным потоком на покрываемую поверхность. Поток частиц может фокусироваться от сечения размером 1,5x2,5 до 7x12 мм. Производительность напыления составляет от 3 до 15 кг в час.



- (1) Транспортирующий газ (2) Технологический газ (3) Сопло Лаваля
 (4) Сверхзвуковой поток газа с напыляемыми частицами (5) Деталь

Рисунок 3.42 – Холодное напыление [20]

В работе [21] предложен технологический классификатор деталей и поверхностей с газотермическими покрытиями. Детали машиностроительного и военного назначения с газотермическими покрытиями (ГТП) имеют широкое разнообразие конструктивно, которые можно разделить следующие группы ГТП [21]:

- 1) ГТП на поверхностях, образованных обработкой заготовок для создания новых деталей машин, без размерной обработки покрытий;
- 2) ГТП на поверхностях, образованных обработкой заготовок для создания новых деталей машин, с окончательной размерной обработкой покрытий;
- 3) ГТП на поверхностях деталей, обработанных под ремонтные размеры, затем восстановленных методами газотермического напыления, без размерной обработки покрытий;
- 4) ГТП на поверхностях деталей, обработанных под ремонтные размеры, затем восстановленных методами газотермического напыления, с окончательной размерной обработкой покрытий;
- 5) ГТП, непосредственно формообразующие деталь (изделие) или некоторые его объемные части.

Каждому классу деталей присваивается индивидуальный код (буквой латинского алфавита) (таблица 3.5).

Таблица 3.5 – Технологический классификатор напыляемых деталей [21]

Класс деталей	Код детали	Класс деталей	Код детали
Валы, оси	A	Муфты	F
Втулки	B	Фланцы	G
Шкивы	C	Клапаны	H
Гильзы	D	Корпусные	I
Шестерни	E	Прочие	J

Технологический классификатор деталей с ГТП состоит из трех частей: базовой, технологической детали и технологической поверхности с покрытием [21]. Первая (базовая) часть включает описание конструктивных особенностей напыляемых поверхностей рассматриваемого класса деталей, начиная от гладких поверхностей простой формы до усложнения до фасонных, содержащие разнообразные конструктивные элементы и их сочетания, влияющие на обрабатываемость как при получении поверхностей, например, обработкой резанием, так и при их подготовке к напылению, а также на удобство напыления и последующую обработку напыленного покрытия (таблицы 3.6 и 3.7).

Таблица 3.6 – Кодирование напыляемых поверхностей [21]

Тип напыляемой поверхности	Код	Тип напыляемой поверхности	Код
Плоская наружная	0	Коническая внутренняя	5
Плоская внутренняя	1	Сферическая наружная	6
Цилиндрическая наружная	2	Сферическая внутренняя	7
Цилиндрическая внутренняя	3	Фасонная наружная	8
Коническая наружная	4	Фасонная внутренняя	9

Таблица 3.7 – Кодирование конструктивных элементов напыляемых поверхностей [21]

Тип конструктивного элемента	Код	Тип конструктивного элемента	Код
Без конструктивных элементов	0	Резьба	4
Пазы	1	Зубья	5
Отверстия	2	Шлицы	6
Лыски	3	Прочие	7

Вторая часть [21] содержит описание детали, их степени точности, шероховатости; отклонениям формы и расположения поверхностей; материалу детали; термической обработке детали; размерной характеристике детали; в том числе сведения о количественных и качественных характеристиках напыляемых поверхностей детали, включая исходное состояние напыляемой поверхности. В третьей части [21] приводят информацию, непосредственно относящуюся к газотермическому покрытию. Структура технологического классификатора приведена в таблице 3.8.

Таблица 3.8 – Структура технологического классификатора [21]

ПТК	Кодируемые параметры	ПТК	Кодируемые параметры
1	Код детали	15	Термическая обработка
2	Код напыляемой поверхности	16	Масса детали
3	Коды конструктивных элементов поверхности	17	Функциональное назначение покрытия
4		18	Материал покрытия
5		19	Способ подготовки поверхности к напылению
6		20	Структура покрытия
7	Размерная характеристика детали	21	Конструкция покрытия
8		22	Толщина покрытия
9		23	Квалитет точности по толщине
10	Квалитет точности размеров внутренних поверхностей детали	24	Пористость покрытия
11	Квалитет точности размеров наружных поверхностей детали	25	Прочность сцепления
12	Параметр шероховатости для поверхностей детали	26	Способ напыления
13	Наличие у детали отклонения формы поверхностей	27	Способ после напылительной обработки покрытия
14	Материал детали	28	Параметр шероховатости поверхности с покрытием

Кодирование детали по размерной характеристике выполняется тремя разрядами (поз. 6, 7 и 8), например, для деталей типа тел вращения по данным таблицы 3.9.

Таблица 3.9 – Данные для кодирования размерных характеристик деталей – тел вращения [21]

Код (п.6)	Наружный диаметр, мм	Код (п.7)	Длина, мм	Код (п.8)	Диаметр центрального отверстия, мм
0	до 20	0	до 10	0	Без
1	20...40	1	10...25	1	до 10
2	40...70	2	25...50	2	10...20
3	70...100	3	50...100	3	20...50
4	100...200	4	100...200	4	50...100
5	200...500	5	200...350	5	100...200
6	500...1000	6	350...500	6	200...400
7	1000...1500	7	500...750	7	400...500
8	1500...2500	8	750...1200	8	500...600
9	св. 2500	9	св. 1200	9	св. 600

Кодирование детали по исходному состоянию напыляемых поверхностей выполняется одной цифрой (поз. 9) по данным таблицы 3.10. Материал детали кодируется одной цифрой (поз. 14, таблица 3.10).

Таблица 3.10 – Данные для кодирования детали по исходному состоянию напыляемых поверхностей и ее материалу [21]

Код	Вид обрабатываемой поверхности	Код	Материал детали
0	Получена литьем	0	Сталь углеродистая
1	Получена обработкой давлением	1	Сталь легированная
2	После обработки резанием	2	Чугун
3	Изношенная при эксплуатации	3	Сплав алюминия
4	С элементами выкрошивания при эксплуатации	4	Сплав меди
5	С рисками, надирями и задирами в результате эксплуатации	5	Сплав титана
6	Корродированная при эксплуатации	6	Сплавы тугоплавких металлов
7	С восстановительным газотермическим покрытием	7	Керамика
8	С восстановительным наплавленным покрытием	8	Композиционный материал
9	Прочее	9	Прочее

Функциональное назначение покрытия кодируется одной цифрой (поз. 17, таблица 3.11) и используется для анализа технологичности конструкции детали и покрытия. Материал покрытия кодируется одной цифрой (поз. 18, таблица 3.11).

Таблица 3.11 – Данные для кодирования детали по функциональному назначению и материалу покрытия [21]

Код	Функциональное назначение покрытия	Код	Материал покрытия
0	Триботехническое	0	Металл
1	Коррозионностойкое	1	Сплав
2	Декоративное	2	Интерметаллид
3	Восстановительное	3	Полимер
4	Технологическое	4	Тугоплавкое соединение

Продолжение таблицы 3.11

Код	Функциональное назначение покрытия	Код	Материал покрытия
5	Формообразующее	5	Оксид
6	Теплозащитное	6	Полимер
7	Со специальными физическими свойствами	7	Композиционное на металлической матрице
8	Многофункциональное	8	Наноматериал
9	Прочее	9	Прочее

Способ специальной обработки поверхности перед напылением покрытия кодируется одной цифрой (поз. 19, таблица 3.12). Выбранный способ подготовки поверхности к напылению в значительной мере определяет прочность сцепления с основным материалом. Кодирование вида преобладающей структуры напыленного покрытия осуществляется одной цифрой (поз. 20, таблица 3.12). Как известно, свойства газотермических, как и других видов покрытий, и материалов и деталей с покрытиями определяются комплексом характеристик структуры и физико–механических свойств.

Таблица 3.12 – Данные для кодирования детали по обработке поверхности перед напылением и структуры напыленного покрытия [21]

Код	Способ предварительной обработки поверхности	Код	Вид преобладающей структуры покрытия
0	Специальная механическая обработка	0	Кристаллическая
1	Струйно-абразивная обработка	1	Аморфная
2	Обработка высокоскоростной струей воды	2	Аморфно-кристаллическая
3	Иглофрезерование	3	Квазикристаллическая
4	Травление	4	Псевдосплавная
5	Лазерная обработка	5	Гетерофазная
6	Нанесение подслоя негазотермическими методами	6	Наноструктура
7	Комбинированный способ	7	Наноструктурированная
8	Изоляция поверхностей, не подлежащих напылению	8	Кластерная
9	Прочее	9	Прочее

Конструктивные особенности покрытия кодируются одной цифрой (поз. 21, таблица 3.13). По мере развития технологии ГТН и областей их промышленного применения разработаны и продолжают развиваться разнообразные подходы к получению покрытий с различной макроструктурой и дополнительными конструктивными элементами покрытий, обеспечивающие существенное повышение их несущей способности. Кодирование покрытий по группам толщины выполняется одной цифрой (поз. 22, таблица 3.13). Необходимость классификации газотермических покрытий по толщине обусловлена тем, что диапазон толщин применяемых газотермических покрытий колеблется от десятков микрон до нескольких миллиметров.

Таблица 3.13 – Данные для кодирования детали по особенностям покрытия и толщине напыленного покрытия [21]

Код	Тип покрытия	Группа покрытия по толщине, мм	Код	Тип покрытия	Группа покрытия по толщине, мм
0	Однослойное	до 0.05	5	Свайное	0.75...1.0
1	С подслоем	0.05...0.1	6	Комбинированное	1.0...2.0
2	Многослойное	0.1...0.3	7	Пропитанное	2.0...3.0
3	Градиентное	0.3...0.5	8	Дискретное	3.0...5.0
4	Армированное	0.5...0.75	9	Прочее	св. 5.0

Кодирование качества точности толщины покрытия выполняется одной цифрой (поз. 23, таблица 3.14), по пористости (поз. 24, таблица 3.14) и по прочности сцепления (поз. 25, таблица 3.14).

Таблица 3.14 – Данные для кодирования по точности толщины, по пористости и по прочности сцепления покрытия [21]

Код	Квалитет	Код	Пористость, %	Код	Прочность сцепления, МПа
0	Не нормируется	0	до 1.0	0	до 10.0
1	14...17	1	1.0...2.0	1	10.0...20.0
2	12...13	2	2.0...5.0	2	20.0...30.0
3	9...11	3	5.0...10.0	3	30.0...40.0
4	8	4	10.0...15.0	4	40.0...50.0
5	7	5	15.0...20.0	5	50.0...60.0
6	6	6	20.0...30.0	6	60.0...70.0
7	5	7	св. 30	7	св. 70.0

Кодирование покрытий по способу напыления выполняется одной цифрой (поз. 26, таблица 3.15). Классификация покрытий по способу ГТН затруднений не вызывает. Необходимость такой классификации связана с тем, что покрытия, напыляемые из одного и того же материала, из одной и той же его партии разными способами, как правило, существенно отличаются по составу, структуре, свойствам, а также затратам. Кодирование способов после-напылительной обработки покрытий выполняется одной цифрой (поз. 27, таблица 3.15). Во многих случаях окончательные характеристики покрытия, определяющие его работоспособность, формируются на стадии его дополнительной обработки после напыления.

Таблица 3.15 – Данные для кодирования детали по способу напыления и посленапылительной обработки покрытия [21]

Код	Способ газотермического напыления покрытий	Код	Способ посленапылительной обработки покрытий
0	Подлежит выбору	0	Без обработки
1	Газопламенное	1	Термическая
2	Высокоскоростное газопламенное	2	Оплавление
3	Детонационно-газовое	3	Химико-термическая
4	Высокочастотное индукционное	4	Лазерная
5	Электродуговое	5	Обработка лезвийным и абразивным инструментом
6	Плазменное	6	Пропитка и инфильтрация
7	Холодное газодинамическое	7	Поверхностным пластическим

			деформированием
8	Комбинированное	8	Комбинированная
9	Прочее	9	Прочее

В работе [21] обосновывается, что применение предлагаемой классификации позволяет:

- систематизировать и обобщать конструкторско-технологическую информацию по газотермическому напылению и опыту его применения;
- присваивать кодовые обозначения типовым напыляемым поверхностям для типизации технологических процессов получения покрытий и обработки заготовок с покрытиями, а также для последующей автоматизации технологического проектирования;
- распределять детали по видам поверхностей и типам наносимых газотермических покрытий для разработки типовых и групповых технологических процессов;
- создавать специализированные участки и гибкие производственные системы газотермического напыления.

Рекомендуемая литература

- 1 Лобанов М.Л., Кардолина Н.И., Россина Н.Г., Юровских А.С. Защитные покрытия. - Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2014. – 200 с.
- 2 Майсурадзе М.В., Рыжков М.А., Беликов С.В., Корниенко О.Ю., Карабаналов М.С., Жилияков А.Ю. Цементация, нитроцементация и азотирование стальных изделий. - Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2021. – 102 с.
- 3 Лахтин Ю.М., Коган Я.Д. и др. Теория и технология азотирования. – М.: Металлургия, 1991. – 320 с.
- 4 Шашков А.О. Интенсификация процессов азотирования деталей авиационной техники. – Диссер. технических наук, Москва, 2011. – 163 с.
- 5 Чернов Я.Б., Анфиногенов А.И., Шуруп Н.И. Борирование сталей в ионных расплавах. - Екатеринбург: УрО РАН, 2001. – 223 с.
- 6 Давидян Л.В. Структура и свойства сталей после микродугового борирования. – Диссер. технических наук, Ростов-на-Дону, 2019. – 125 с.
- 7 Шевчук Е.П. Формирование боридных упрочняющих покрытий с обширной диффузионной зоной на углеродистой стали. – Диссер. технических наук, Барнаул, 2023. – 140 с.
- 8 Рябов В.Р. Алитирование стали. – М.: Металлургия, 1973. – 240 с.
- 9 Молчанов В.Ф. Эффективность и качество хромирования деталей. – Киев: Техн., 1979. – 228 с.
- 10 Солодкова Л.Н., Кудрявцев В.Н. Электролитическое хромирование. - М.: Глобус, 2007. - 191 с.
- 11 Железнов Е.В. Электроосаждение хромовых покрытий из хромовокислых электролитов в присутствии дисперсных фаз вюрцитоподобного VN, TiN, WC и детонационных алмазов. - Диссер. технических наук, Москва, 2017. – 197 с.
- 12 Сиделёв Д.В. Осаждение покрытий из хрома и никеля с помощью магнетронного диода с «горячей» мишенью. - Диссер. технических наук, Томск, 2018. – 138 с.
- 13 Насрауи М. Хромовые гальванические покрытия, модифицированные комбинацией углеродных наноматериалов. – Диссер. технических наук, Тамбов, 2021. – 141 с.
- 14 Атчибаев Р.А. Процессы формирования микроструктуры и физико – химические свойства нанокпозиционных покрытий. – Диссер. на соискание степени доктора философии (PhD), Алматы, 2023. – 109 с.
- 15 Бондарева О.С. Структура и свойства горячих цинковых покрытий на сталях с различным содержанием кремния. – Диссер. технических наук, Самара, 2017. – 192 с.
- 16 Крайнев Н.А. Влияние технологических режимов и условий диффузионного титанирования из среды легкоплавких жидкометаллических растворов на коррозионную стойкость и стойкость к износу сплавов на основе железа. – Диссер. технических наук, Санкт-Петербург, 2011. – 204 с.
- 17 Папилов И.И. Бериллий в сплавах: Справочник. – М.: Энергоатомиздат, 1986. – 184с.
- 18 Жубаев А.К. Фазовые превращения в нержавеющей стали при термической бериллизации и пластической деформации. – Диссер. кандидата физ.-мат. наук, Алматы, 2002. – 179 с.
- 19 Нуркенов С.А. Исследование барьерного слоя в металлах и его влияние на кинетику и фазообразование в слоистой системе Fe-Be. – Диссер. кандидата физ.-мат. наук, Астана, 2017. – 142 с.
- 20 Практические применения газотермических технологий нанесения защитных покрытий. Руководство для инженеров. – Москва, 2009. – ООО «Термал-Спрей-Тек», <http://www.t-s-t.ru>. – 72 с.

4 ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ

4.1 Теория образования покрытий на подложке

Если подложка имеет высокую температуру, когда происходит интенсивная диффузия атомов, то образование покрытий (пленок) на подложке происходит по одному из трех классических механизмов роста.

При выполнении условия $\gamma_2 \geq \gamma_{12} + \gamma_1$ (γ_1 – поверхностная энергия подложки, γ_2 – поверхностная энергия покрытия (пленки), γ_{12} – поверхностная энергия раздела фаз – между подложкой и пленкой) или модель Ван-дер-Мерве, когда второй слой не начинает расти, пока рост первого слоя не закончится (рисунок 4.1).



Рисунок 4.1 – Модель Ван-дер-Мерве

При выполнении условия $\gamma_2 \leq \gamma_{12} + \gamma_1$, возникает островковый рост или модель Фольмера-Вебера (рисунок 4.2).

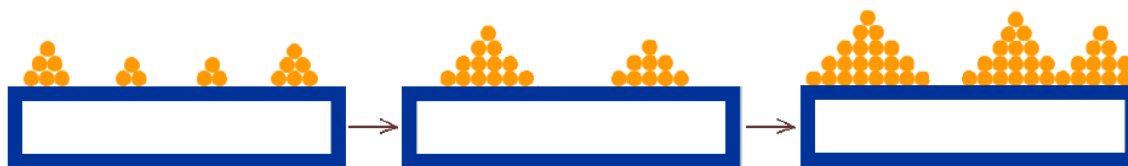


Рисунок 4.2 – Модель Фольмера-Вебера

При выполнении первоначально условия $\gamma_2 \geq \gamma_{12} + \gamma_1$, а затем условие $\gamma_2 \leq \gamma_{12} + \gamma_1$, то реализуется модель Странски-Крастанова, в которой покрытие растет сначала послойно, а затем образуются трехмерные островки (рисунок 4.3).

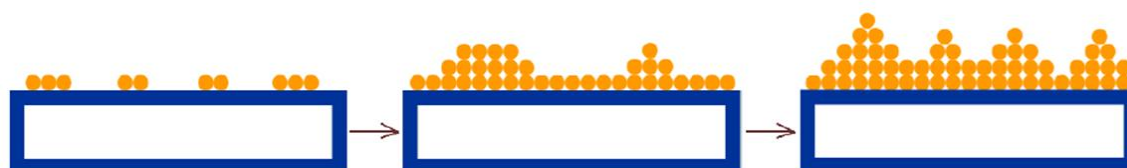


Рисунок 4.3 – Модель Странски-Крастанова

Классические механизмы роста покрытий основаны на теории фазовых превращений, которому посвящены работы Гиббса, Колмогорова, Джонсона, Мэла, Авраами (подробно смотри [1]). В зарубежной литературе данная теория известна как «КЖМА theory». Классические механизмы роста покрытий определены в работах Фольмера, Френкеля, Зельдовича [1]. После них было предпринято множество попыток усовершенствовать классические механизмы роста покрытий, однако они не привели к ее радикальному изменению.

Согласно классической теории, образование зародышей новой фазы в старой метастабильной фазе рассматривается как флуктуационный процесс. При допущении макроскопических свойств для малых агрегатов изменение свободной энергии

образования зародышей, состоящих из i молекул, равно:

$$\Delta F = (\mu_1 - \mu_2)i + S\gamma_{12}, \quad (4.1)$$

где μ_1 и μ_2 – химические потенциалы соответственно старой и новой фазы; S – поверхность зародыша; γ_{12} – поверхностная энергия на границе раздела фаз. Из условия экстремума $\partial\Delta F/\partial i$ следует:

$$\Delta\mu = 2\gamma_{12}\mathcal{Q}_2/r_k, \quad (4.2)$$

где \mathcal{Q}_2 – объем одного атома (молекулы) фазы 2, а r_k – критический радиус сферического зародыша.

В случае кристаллизации переохлажденного расплава $\Delta\mu$ и, соответственно, r_k можно выразить через переохлаждение:

$$r_k = 2M\gamma_{12}T_0/\rho q\Delta T. \quad (4.3)$$

Тогда работа образования критического зародыша сферической формы также выразится как функция ΔT :

$$W = \Delta F_{кр} = \frac{16\pi}{3} \left(\frac{M}{\rho} \right)^2 \frac{\gamma_{12}^3 T_0^2}{q^2 (\Delta T)^2}, \quad (4.4)$$

где M – молекулярный вес; ρ – плотность зародыша; q – теплота плавления; T_0 – равновесная температура двух фаз бесконечно большого радиуса.

Скорость образования критических зародышей записывается так:

$$J = K_0 E^{-W/kT}, \quad (4.5)$$

где W – имеет смысл (4.4); множитель K_0 – термодинамически не определяется и разными авторами, на основе молекулярно-кинетического рассмотрения процесса, получены различные K_0 .

Несмотря на различные модификации и уточнения классической теории зародышеобразования и ее вполне правильном качественном описании процесса зарождения центров кристаллизации, она все-таки далека от соответствия экспериментальных и теоретических данных.

Это вызвано следующими обстоятельствами:

- теория построена на грубом допущении, что микроскопические скопления атомов обладают макроскопическими характеристиками и, в целом, равновесными термодинамическими параметрами;

- практически, во всех работах, посвященных начальной стадии зарождения новой фазы, образование метастабильной фазы считается мгновенным;

- теория (и ее модификации) содержит ряд параметров, не имеющих строго количественного решения.

Критический зародыш образуется последовательно в серии случайных актов

присоединения и отрыва атомов (молекул) друг от друга. Поэтому зародышеобразование – случайный процесс во времени и пространстве. Это предопределяет вероятностный характер параметров, которые описывают кинетику образования зародышей. Количественное описание случайного процесса дается его функцией распределения, удовлетворяющей кинетическому уравнению. В общем случае кинетическое уравнение является сложным интегро-дифференциальным уравнением, решить которое невозможно. Однако, если рассматривать случайный процесс как марковский, то кинетическое уравнение переходит в дифференциальное уравнение, которое имеет более простой вид. В частном случае пуассоновского процесса гибели и размножения с конечным числом состояний получается система дифференциальных уравнений кинетики зародышеобразования (см. [2-5] и ссылки в них):

$$\begin{cases} dp_0(t)/dt = -\lambda_0 p_0(t) \mu_1 p_1(t), \\ \dots\dots\dots \\ dp_k(t)/dt = \lambda_{k-1} p_{k-1} - (\lambda_k + \mu_k) p_k(t) + \mu_{k+1} p_{k+1}(t), \\ \dots\dots\dots \\ dp_n(t)/dt = \lambda_{n-1} p_{n-1}(t). \end{cases} \quad (4.6)$$

Здесь λ_0 – вероятность перехода системы из состояния E_0 в E_1 и т.д.; μ_1 – вероятность перехода из состояния E_1 в E_0 и т.д. Вероятность перехода из E_n в E_{n-1} полагается нулю ($\mu_n = 0$), т.е. состояние E_n для такой системы – поглощающее; $p_i(t)$ – вероятность нахождения системы в состоянии E_i .

Система уравнений (4.6) является системой уравнений Колмогорова [6]. Общее решение настолько громоздко, что не позволяет провести анализ даже численными методами.

Приведенный выше пример показывает, что большинство исследователей идет по пути решения уравнений диффузионного типа, математическая теория которых разработана достаточно полно (например, [7, 8]) и которые описывают процесс случайных блужданий, а также теории надежности, порядковых статистик, массового обслуживания и ряд других).

К числу основных кинетических уравнений, вытекающих из дифференциальных уравнений Колмогорова, для случайных марковских процессов относятся уравнения Смолуховского-Чепмена и Фоккера-Планка. При многомерном векторе q , уравнение Фоккера-Планка имеет вид [9]:

$$\frac{\partial f}{\partial t} = -\sum_j \frac{\partial}{\partial q_j} [K_j f] + \frac{1}{2} \sum_{j,k} Q_{jk} \frac{\partial^2}{\partial q_j \partial q_k} f. \quad (4.7)$$

Получить решение уравнения (4.7) в явном виде удастся лишь в частных случаях, например, если величина K линейна по переменным q , а величина Q_{jk} не зависит от q . Уравнение (4.7) имеет важную роль в нестационарной теории замедления нейтронов [10], однако его линеаризация приводит к тому, что его решение сводится к отысканию соответствующей функции Грина при различных граничных условиях.

Для решения стохастических дифференциальных уравнений диффузионного типа, к которым также относятся уравнения (4.6) и (4.7), развито несколько подходов, из

которых необходимо отметить подходы Ито [11] и Стратоновича [12]. Решая записанные для процесса Маркова $y(t)$ стохастические уравнения типа Ланжевена, можно находить соответствующие ему нестационарные или стационарные моменты и корреляторы, одновременные или многовременные [12] стохастические уравнения Ито [11]:

$$\dot{y}_\alpha = f_\alpha(y) + \sum_s \sigma_\alpha^{(s)}(y) \xi^{(s)}(t), \quad (4.8)$$

где $\xi^{(s)}(t)$ – дельта-коррелированные по времени случайные функции, имеют недостатком то, что с входящими в него выражениями типа $\sigma(y)\xi(t)$ при различных выкладках нельзя обращаться по обычным правилам, пригодным для гладких функций. Это обстоятельство неудобно с практической точки зрения. Обычные правила преобразования можно применять к стохастическому уравнению Стратоновича [12]:

$$\dot{y}_\alpha = q_\alpha(y) + \sum_s q_\alpha^{(s)}(y) \xi^{(s)}(t), \quad (4.9)$$

записанному в симметризованном смысле. При этом уравнение (4.9) понимается так: сначала мы записываем его для δ_ε -коррелированной аппроксимации процессов $\xi^{(s)}(t)$, а затем в этом уравнении переходим к пределу $\varepsilon \rightarrow 0$, что дает нам уравнение (4.8).

Отметим, что оба подхода до настоящего времени пока еще не нашли своей реализации в теории зарождения кристаллов. Например, в работе [13] сказано, что «изучение образования новой фазы привело к созданию общего метода описания кинетики фазового перехода первого рода, в котором рост макроскопического зародыша стабильной фазы «...обычно сводится к решению одномерного уравнения Фоккера-Планка...». Подобный подход был использован и в работе [14]. Однако, одномерное уравнение Фоккера-Планка приводит к отсутствию флуктуаций, что противоречит самому понятию образования зародышей за счет флуктуаций.

В работе [15, гл.9] показано, как легко и просто получать интегралы по траекториям, уравнения Фоккера-Планка и Ланжевена-Ито. Однако, как мы отмечали выше, получить решения этих уравнений для реальных случаев бывает очень трудно.

В заключение отметим следующее:

- формальный вероятностный характер описания процесса зародышеобразования как случайного марковского стационарного процесса или одномерных уравнений Фоккера-Планка требует более строгого обоснования, поскольку ряд предположений (отсутствие последействия, ординарность и др.) не вытекает из физической картины явления;

- так как экспериментально наблюдаемыми являются (как и в квантовой теории) не сами функции распределения, а их моменты и корреляторы, то целесообразно проведение анализа статистических закономерностей начальной стадии зародышеобразования, используя подход Стратоновича [12];

- интересные результаты можно получить, используя синергетический подход [15].

В 80-е годы прошлого столетия исследователей привлекло необратимое объединение частиц в кластеры – задача, аналогичная отмеченной нами выше. Стало понятно, что именно кластеризация является одним из способов возникновения фракталов в необратимых процессах.

Виттен и Сандер [16] предложили модель такого рода – модель диффузионно-ограниченной агрегации (ДООА), ставшей предметом интенсивных исследований [17-20]. Модель очень проста: совершающие случайное блуждание частицы в результате аккреции (присоединения) образуют кластер, приходя по одной издали и присоединяясь либо к точечному центру кластеризации, либо к ранее аккретировавшим частицам. Интенсивные компьютерные исследования показали, что в результате такого процесса образуются сложные разветвленные фракталы. В [16] выделено три динамических

режима: 1) режим, близкий к равновесному; 2) образование структур и 3) хаотический режим. При этом диффузию скрытой теплоты от растущего кристалла отождествляют с движением случайно блуждающих частиц к кластеру. Неравновесный кристалл, по мнению авторов [16], форма которого определяется построением Вульфа, соответствует режиму (1). Формы снежинок соответствуют режиму (2). Неупорядоченный хаотический рост кристалла, отождествляемый в [16] с ДОА, доведенный до конечного предела, служит примером (3). Наиболее известным экспериментальным примером ДОА является электролитическое осаждение металлов на электрод [17]. Описание роста кристаллитов осуществляется с помощью стационарного уравнения диффузии для плотности ионов $U(r, t)$ с поглощающими граничными условиями:

$$\nabla U(\vec{r}, t) = 0. \quad (4.10)$$

$$U/S = 0 + \text{обрезание} \quad (4.11)$$

дополненными условиями роста на границе:

$$V_n \sim n \nabla U/S, \quad (4.12)$$

где V_n – нормальная скорость роста частицы на границе.

Используя величину V_n , задаваемую соотношением (4.12), удалось показать численным моделированием, что упомянутый выше процесс эквивалентен ДОА. В следующей статье работы [16] Сандер предложил континуальную ДОА. Вместо (4.10)-(4.12) было предложено формулировать задачу в терминах движения поверхности раздела, подпитываемой случайно блуждающими частицами, и переписать уравнения в виде:

$$\nabla^2 U = 0. \quad (4.13,а)$$

$$\bar{v}_n = -n \nabla U | S/4\pi. \quad (4.13,б)$$

$$U(R_0) = 0, \quad (4.13,в)$$

$$U(X_s) = 1 - \varkappa(X_s), \quad (4.13,г)$$

$$U(X_{\text{внутр.}}) = 1. \quad (4.13,д)$$

На большом расстоянии R_0 поле U поддерживается равным нулю; внутри области, ограниченной поверхностью раздела, оно равно единице; $\varkappa(X_s)$ означает кривизну поверхности раздела в точке X_s ; V_n – нормальная скорость поверхности раздела. Форма обрезания соответствует задаче о вязких пальцах, но пригодность ее в рамках модели ДОА сомнительна, поскольку граничное условие при численном моделировании на основе ДОА включает только обрезание на малом расстоянии, соответствующем размерам частиц. Но какое-то обрезание необходимо – в противном случае возникнут нефизические условия. Решать уравнения (4.13) прямыми методами сложно. Однако позже было показано, что более эффективное решение может быть достигнуто путем перехода к интегро-дифференциальному уравнению:

$$1 + (4\pi)^{-1} \int dX_s \cdot \varepsilon(X_s) \partial G(X_s, X_s) / \partial n' = \int dX_s \cdot G(X_s, X_s) \vartheta(X_s), \quad (4.14)$$

где $G(x, y)$ – функция Грина для двумерного уравнения Лапласа. Интеграл в левой части уравнения (4.14) – потенциал двойного слоя величины $-\varepsilon/4\pi$, создающий скачок поля от 1 до $1-\varepsilon(X_s)$ на поверхности раздела. Численно решая (4.14), можно получать фрактальные структуры.

За последние годы в теоретическом плане в ДОО существенных изменений не произошло [13, 14, 17-20]. Отметим теперь следующие обстоятельства: модель ДОО не выходит за рамки теории марковских процессов, о которой мы говорили выше, тем более что марковские ветвящиеся процессы, в принципе, описывают сложные ветвящиеся структуры; уравнения ДОО (4.10)-(4.12) и (4.13) неприменимы к начальной стадии агрегации из-за неопределенности в определении поверхности «одной» или «двух» частиц и т.д. и ее кривизны, а также из-за «сильной» нестационарности начального процесса агрегации; имеются серьезные возражения в отношении граничных условий, не вытекающих непосредственно из физической картины явления.

Таким образом, фрактальные модели, в том числе и ДОО, малопригодны для описания начальной стадии образования центров кристаллизации. Однако они очень полезны для моделирования многих последующих стадий роста кристаллов.

Здесь мы хотим продемонстрировать одну простую модель, которая дает некоторые физические представления о процессе гомогенного зародышеобразования. В однородной среде с плотностью числа частиц n вероятность $W(r)$ того, что ближайший сосед находится на расстоянии r_k от выбранной частицы, нетрудно получить из классической статистической физики, и она равна:

$$W(r_k) = 4\pi n r_k^2 \exp[-4\pi n^2 r_k^3 / 3]. \quad (4.15)$$

Вероятность нахождения N частиц в зародыше радиусом r_k равна, очевидно, $W_N(r_k) = \prod_{i=1}^N W_i(r_k)$. Вероятность (4.15) мы определим, с другой стороны, как отношение энергии борковского атома ($E = z^2/2a$, z – заряд, $a = \text{const}$) к полной энергии системы (идеальный газ) ($3/2nkT_0$). Это сделано для того, чтобы качественно оценить, будет ли отличаться критический радиус зародыша r_k , например, для различных металлов. Таким образом, мы имеем

$$\frac{z^2/2a \cdot N}{3/2nkT_0} = (4\pi n)^N r_k^N \exp[-4\pi N n^2 r_k^3 / 3]. \quad (4.16)$$

Логарифмируя обе части (4.16) и проводя несложные преобразования, получим:

$$-9 \ln 10 + \ln \left(\lambda \frac{z^2}{T_0} \right) + \frac{3}{2} n \frac{T_0}{\Delta T} = \frac{4\pi}{3} N n^2 r_k^3. \quad (4.17)$$

Здесь первый член возникает при подстановке констант, $\alpha = 1$ – обеспечивает единую размерность величин, T_0 – температура плавления, $\Delta T = T_0 - T_1$ –

переохлаждение. Из (4.17) видно, что первые два члена слева пренебрежимо малы по сравнению с остальными. Это сразу убирает зависимость r_k от Z , т.е. от вида атомов кристаллизующегося вещества. Окончательно из (4.17) имеем:

$$N \cdot r_k^3 = \frac{1}{\pi n} \cdot \frac{T_0}{\Delta T}. \quad (4.18)$$

Если сделать оценку по средним величинам: $r_k \sim 1$ нм, $T_0 \sim 1000$ (для металлов), $\Delta T \sim 100$, $n = N_L$ – числу Лошмидта $\sim 3 \cdot 10^{19}$ см⁻³, то мы получим для числа частиц в зародыше $N \sim 100$. Ниже мы приводим данные, взятые из работы [21]. Видно, что наши оценки по формуле (4.18) качественно согласуются с экспериментальными данными. Действительно, радиус r_k зародыша практически не зависит от вида атомов металла, среднее число N частиц в зародыше имеет один порядок (таб. 4.1).

Таблица 4.1 – Параметры кинетики зародышеобразования при кристаллизации переохлажденных металлов [21]

Металл	T_0 , К	ΔT , К	r_k , нм	N
Ртуть	234	90	0,8	100
Олово	505	180	0,8	130
Висмут	544	200	0,8	30
Свинец	600	170	1,1	180
Германий	1210	295	0,9	130
Серебро	1234	253	1,2	430

Из (4.18) следует, что в правой части стоят параметры, величину которых не изменишь в широких пределах, т.е.

$$N \cdot r_k^3 \approx \text{const}. \quad (4.19)$$

Соотношение (4.19) приближенно выполняется для многих веществ. Глубокие причины подобных корреляций пока еще не ясны.

Из приведенного выше краткого обзора (который опубликован в работе [22]) процесса зародышеобразования следует, что в этом направлении необходимы как теоретические, так и экспериментальные усилия для выяснения многих вопросов, часть из которых отмечена нами выше.

4.2 Теория образования покрытий и задача Стефана

После классического образования зародышей на подложке, начинается ее рост при облучении подложки потоками плазмы или частицами. Рост покрытия происходит за счет ее охлаждения и сопровождается движением раздела фаз между жидкой и твердой фазами по определенному закону. Впервые такую задачу сформулировал Г. Ламе и Б.П. Клапейрон «Об отвердевании охлаждающегося жидкого шара» в 1831 году. Ими было показано, что толщина твердой фазы, образующейся при затвердевании однородной жидкости, пропорциональна \sqrt{t} , которое впоследствии получило название как автомодельный закон движения раздела фаз:

$$\beta(t) = \beta_0 \cdot \sqrt{t}. \quad (4.20)$$

В 1889 году австрийский физик и математик Йозеф Стефан опубликовал четыре статьи, посвященные задачам с фазовыми переходами. Впоследствии задачи данного класса с подвижными межфазными границами стали называть задачами Стефана. С математической точки зрения краевые задачи Стефана принципиально отличны от классических задач теплопроводности или диффузии. Вследствие зависимости размера области переноса потока от времени к этому типу задач неприменимы классические методы разделения переменных и интегральных преобразований Фурье, так как, оставаясь в рамках методов математической физики, не удаётся согласовать решение уравнения теплопроводности с движением границы раздела фаз.

Задача Стефана с конца 19-го века рассматривалась и аналитически, и численно. Обзор этих работ можно найти в монографиях [23-27], и особенно в работе [28]. Численно задача Стефана рассмотрена подробно методом Ньютона-Канторовича в работе [27].

В работе [29] было получено точное решение первой обобщённой краевой задачи в конечной области с границей, движущейся по произвольному закону в декартовой, цилиндрической и сферической системах координат. Решение второй и третьей краевых задачах для конечного цилиндра было получено в работе [30], анализ которой довольно затруднителен вследствие сложности ядер уравнения системы.

В диссертациях [31-33] рассмотрены как прямые, так и обратные задачи Стефана, обзор которых был проведен в работах [34, 35]. Задачи Стефана рассматриваются до сих пор [36-39]. Это связано с тем, что они связаны с металлургией [40], со сваркой [41], с уравнениями Вольтера [42], с моделями социальных процессов [43] и многое другое.

Модифицируем работу [30] и опишем кристаллизацию конечного цилиндра, считая его рост, обусловленным формированию поверхности на подложке. Нестационарное уравнение диффузии U , описывающее процесс роста из раствора или расплава ($U = T$) в подвижной цилиндрической системе координат, движущейся по закону $\beta(t)$, имеет вид:

$$\frac{\partial U}{\partial t} = D \left[\frac{\partial^2 U}{\partial z^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial U}{\partial r} \right) \right], \quad (4.21)$$

где D – коэффициент диффузии.

Начальные и граничные условия выберем в общем виде:

$$U(r, z, t)|_{t=0} = \varphi(r, z), \quad (4.22)$$

$$U(r, z, t)|_{r=R} = \gamma(z, t), \quad (4.23)$$

$$U(r, z, t)|_{z=0} = \gamma_1(r, t), \quad (4.24)$$

$$U(r, z, t)|_{z=\beta(t)} = \gamma_2(r, t). \quad (4.25)$$

Функции $\beta(t)$, $\varphi(r, z)$, $\gamma(z, t)$, $\gamma_1(r, t)$ и $\gamma_2(r, t)$ будем считать непрерывными. Решение задачи ищем в виде:

$$U(r, z, t) = \sum_{k=0}^{\infty} \bar{U}_k(z, t) I_0(\lambda_{0k} r), \quad (4.26)$$

где λ_{0k} – корни уравнения

$$I_0(\lambda_{ok}R) = 0 \quad (4.27)$$

и $I_0(\lambda_{ok}R)$ – функция Бесселя нулевого порядка, удовлетворяющая уравнению:

$$\frac{1}{r} \frac{d}{dr} \left[r \frac{dI(\lambda_{ok}r)}{dr} \right] + I_0(\lambda_{ok}r) = 0, \quad (4.28)$$

$$\bar{U}_k(z, t) = \int_0^R U_k(r, z, t) I_0(\lambda_0 r) r dr. \quad (4.29)$$

Применяя интегральное преобразование (4.29) и учитывая (4.26) и (4.27), уравнение (4.21) приведем к виду:

$$\frac{1}{D} \frac{\partial \bar{U}_k}{\partial t} = \frac{\partial^2 \bar{U}_k}{\partial z^2} + \bar{\Phi}_k(z, t) - \bar{U}_k(z, t), \quad (4.30)$$

Используя замену $\bar{U}_k = \tilde{U}_k e^{-Dt}$ и преобразуя аналогично граничные условия, получим следующую задачу:

$$\frac{1}{D} \frac{\partial \tilde{U}_k}{\partial t} = \frac{\partial^2 \tilde{U}_k}{\partial z^2} + \tilde{\Phi}_k(z, t), \quad (4.31)$$

$$\tilde{U}_k(z, t)|_{t=0} = \tilde{\varphi}(z), \quad (4.32)$$

$$\tilde{U}_k(z, t)|_{z=0} = \tilde{\gamma}_1(t), \quad (4.33)$$

$$\tilde{U}_k(z, t)|_{z=\beta(t)} = \tilde{\gamma}_2(t), \quad (4.34)$$

в области $D: (t > 0, 0 < z < \beta(t))$.

Решение задач (4.31)-(4.34) ищем в виде суммы потенциалов I и II рода, а также двух потенциалов двойного слоя:

$$\begin{aligned} \tilde{U}_k(z, t) = & \frac{1}{2\sqrt{D}} \int_0^\ell \frac{\tilde{\varphi}(\xi)}{\sqrt{\pi t}} e^{-\frac{(z-\xi)^2}{4Dt}} d\xi + \int_0^t d\tau \int_0^\ell \frac{\tilde{\Phi}_k(\xi, \tau)}{2\sqrt{\pi D(t-\tau)}} e^{-\frac{(z-\xi)^2}{4D(t-\tau)}} d\xi + \\ & + \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{z}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{z^2}{4D(t-\tau)}} K_1(\tau) d\tau + \\ & + \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{z-\beta(\tau)}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{[z-\beta(\tau)]^2}{4D(t-\tau)}} K_2(\tau) d\tau. \end{aligned} \quad (4.35)$$

Используя условия (4.33), (4.34), получим систему интегральных уравнений:

$$\begin{aligned}
\tilde{\gamma}'_1(t) &= \frac{K_1(t)}{2D} - \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{\beta(\tau)}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{\beta^2(\tau)}{4D(t-\tau)}} K_2(\tau) d\tau, \\
\tilde{\gamma}'_2(t) &= \frac{K_2(t)}{2D} + \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{\beta(t) - \beta(\tau)}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{[\beta(t)-\beta(\tau)]^2}{4D(t-\tau)}} K_2(\tau) d\tau + \\
&+ \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{\beta(t)}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{\beta^2(t)}{4D(t-\tau)}} K_1(\tau) d\tau
\end{aligned} \tag{4.36}$$

$$\text{где } \tilde{\gamma}'_1(t) = \tilde{\gamma}_1(t) - \frac{1}{2} \int_0^\ell \frac{\tilde{\varphi}(\xi)}{\sqrt{\pi D t}} e^{-\frac{\xi^2}{4Dt}} d\xi - \int_0^t d\tau \int_0^\ell \frac{\tilde{\Phi}_k(\xi, \tau)}{2\sqrt{\pi D(t-\tau)}} \cdot e^{-\frac{\xi^2}{4D(t-\tau)}} d\xi;$$

$$\tilde{\gamma}'_2(t) = \tilde{\gamma}_2(t) - \frac{1}{2} \int_0^\ell \frac{\tilde{\varphi}(\xi)}{\sqrt{\pi D t}} e^{-\frac{[\beta(t)-\xi]^2}{4Dt}} d\xi - \int_0^t d\tau \int_0^\ell \frac{\tilde{\Phi}_k(\xi, \tau)}{2\sqrt{\pi D(t-\tau)}} \cdot e^{-\frac{[\beta(t)-\xi]^2}{4D(t-\tau)}} d\xi.$$

Исключая из первого уравнения системы (4.36) и подставляя в следующее уравнение $K_1(t)$, имеем:

$$\begin{aligned}
\tilde{\gamma}'_2(t) &= \frac{K_2(t)}{2D} + \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{\beta(t) - \beta(\tau)}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{[\beta(t)-\beta(\tau)]^2}{4D(t-\tau)}} K_2(\tau) d\tau + \\
&+ \frac{2D}{\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{\beta(t)}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{\beta^2(t)}{4D(t-\tau)}} \tilde{\gamma}'_1(\tau) d\tau + \\
&+ \frac{D}{8\pi} \int_0^t \frac{\beta(t)}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{\beta^2(t)}{4D(t-\tau)}} \left(\int_0^\tau \frac{\beta(\tau_1)}{[D(t-\tau_1)]^{3/2}} e^{-\frac{\beta^2(\tau_1)}{4D(t-\tau_1)}} K_2(\tau_1) d\tau_1 \right) d\tau.
\end{aligned} \tag{4.37}$$

Вводя обозначение

$$q(t) = \tilde{\gamma}_2(t) - \frac{D}{2\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{\beta(t)}{[D(t-\tau)]^{3/2}} \tilde{\gamma}'_1(\tau) e^{-\frac{\beta^2(t)}{4D(t-\tau)}} d\tau, \tag{4.38}$$

и вычисляя интеграл в (4.37), получим

$$\begin{aligned}
& - \frac{K_2(t)}{2D} + \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{\beta(t) - \beta(\tau)}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{[\beta(t)-\beta(\tau)]^2}{4D(t-\tau)}} K_2(\tau) d\tau + \\
& + \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{\beta(t)}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{\beta(t)^2}{4D(t-\tau)}} K_2(\tau) d\tau = q(t).
\end{aligned} \tag{4.39}$$

Обозначая,

$$\lambda = \frac{1}{2\sqrt{D}}, \quad f(t) = 2Dq(t), \quad K(t, \tau) = \frac{\lambda}{\sqrt{\pi}} \frac{\beta(t) - \beta(\tau)}{(t - \tau)^{3/2}} \times$$

$$\times e^{-\lambda^2 \frac{[\beta(t) - \beta(\tau)]^2}{(t - \tau)}} + \frac{\lambda}{\sqrt{\pi}} \frac{\beta(t)}{(t - \tau)^{3/2}} e^{-\lambda^2 \frac{\beta(t)^2}{(t - \tau)}}, \quad (4.40)$$

получаем интегральное уравнение

$$K_2(t) - \int_0^t K(t, \tau) K_2(t, \tau) d\tau = f(t). \quad (4.41)$$

Интегральное уравнение (4.41) вольтерово в $C(0, \ell)$, только тогда, когда:

$$\lim_{t \rightarrow 0} \int_0^t K(t, \tau) d\tau = 0.$$

Действительно, учитывая, что $e^{-z} < 1$ при $z > 0$, легко показать, что приведенное выше равенство выполняется. Тогда для уравнения (4.41) существует единственное решение, которое имеет вид:

$$K_2(t) = \sum_{n=0}^{\infty} K_{2,n}(t), \quad (4.42)$$

$$K_{2,0}(t) = f(t),$$

$$K_{2,1}(t) = \int_0^t K(t, \tau) K_{2,0}(\tau) d\tau,$$

$$K_{2,2}(t) = \int_0^t K(t, \tau) K_{2,1}(\tau) d\tau,$$

.....

$$K_{2,n}(t) = \int_0^t K(t, \tau) K_{2,n-1}(\tau) d\tau$$

.....

причем (4.22) сходится абсолютно и равномерно в топологии $C(0, \ell)$.

Тогда

$$K_1(t) = 2D\tilde{\gamma}_1(t) + \frac{D}{2\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{\beta(t)}{[D(t - \tau)]^{3/2}} e^{-\frac{\beta^2(\tau)}{4D(t - \tau)}} \sum_{n=0}^{\infty} K_{2,n}(\tau) d\tau. \quad (4.43)$$

Выполняя обратное преобразование, окончательно имеем:

$$\begin{aligned}
U(r, z, t) = & \sum_{k=0}^{\infty} J_0(\lambda_{ok} r) \left\{ e^{-\lambda_{ok}^2 t} \left[\frac{1}{2D\sqrt{\pi}} \int_0^t e^{-\frac{(z-\xi)^2}{4D(t-\tau)}} d\xi \right. \right. \\
& \times \left(\int_0^{\ell} \varphi(r, \xi) I_0(\lambda_{ok} r) r dr \right) d\xi + \frac{RI_1(\lambda_{ok} R)}{2\sqrt{\pi D}} \int_0^t d\tau \int_0^{\ell} \frac{\gamma(\xi, \tau)}{\sqrt{t-\tau}} e^{-\lambda_{ok}^2 (t-\tau)} e^{-\frac{(z-\xi)^2}{4D(t-\tau)}} d\xi + \\
& \left. \left. + \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{z}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{z^2}{4D(t-\tau)}} K_1(\tau) d\tau + \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{z-\beta(\tau)}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{[z-\beta(\tau)]^2}{4D(t-\tau)}} K_2(\tau) d\tau \right] \right\}. \quad (4.44)
\end{aligned}$$

Таким образом, получено аналитическое решение задачи о кристаллизации цилиндра конечных размеров [44].

4.3 Кристаллизация цилиндра конечных размеров при периодических граничных условиях

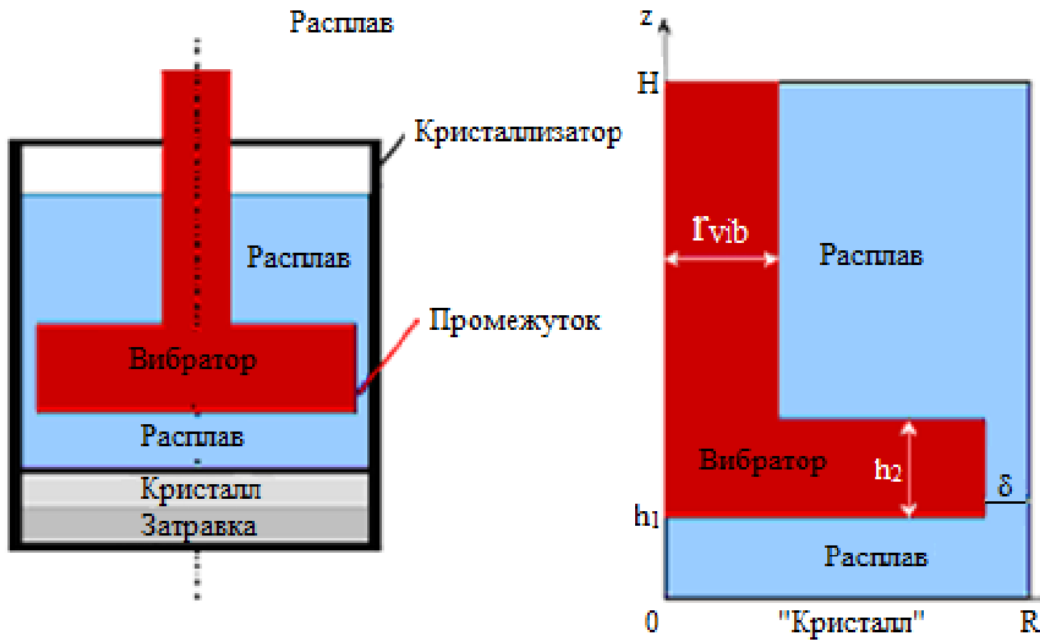
Кристаллизацию цилиндра конечных размеров с периодическими граничными условиями мы рассмотрим сначала на росте кристаллов методом Бриджмена внутри тигля которого расположен вибратор, опираясь, в основном, на работу [45]. Существуют различные математические модели, позволяющие описывать процессы с вибрацией (от вибратора) в том или ином приближении. Одна из самых информативных моделей – математическая, основанная на уравнениях Навье – Стокса [46]. Решение нестационарных уравнений Навье - Стокса для несжимаемой жидкости в приближении Буссинеска было заложено в основу модели [47]. Численное моделирование проводилось по методу конечных элементов с помощью пакета программ АСТРА. Вибрации создавались погруженным в расплав вибратором. Расчеты были проведены для различных форм вибратора. Расчетная область представлена на рисунке 4.4 в модели были приняты следующие предположения: расчетная область обладает цилиндрической симметрией, скорость кристаллизации и тепловые условия в течение всего процесса кристаллизации остаются постоянными, фронт кристаллизации предполагается плоским. Поскольку в данной работе исследуются вибрации с малыми амплитудами, то перемещениями вибратора пренебрегается, а на вибраторе задается только скорость его перемещения в виде гармонической функции $v=A\omega\sin(\omega t)$, где A и ω – амплитуда и частота вибраций соответственно.

Математическая модель основана на решении системы двумерных нестационарных уравнений Навье-Стокса для несжимаемой жидкости в приближении Буссинеска, которые имеют следующий вид:

$$\frac{\partial U}{\partial r} + \alpha \frac{U}{r} + \frac{\partial W}{\partial z} = 0, \quad (4.45)$$

$$\frac{\partial U}{\partial t} - \alpha \frac{v^2}{r} = \frac{1}{\rho} \frac{\partial P}{\partial r} + \frac{1}{r^\alpha} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^\alpha v \frac{\partial U}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(v \frac{\partial U}{\partial z} \right) - \alpha v \frac{U}{r^2}, \quad (4.46)$$

$$\frac{\partial W}{\partial t} = -\frac{1}{\rho} \frac{\partial P}{\partial z} + \frac{1}{r^\alpha} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^\alpha v \frac{\partial W}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(v \frac{\partial W}{\partial z} \right) + g\beta(T - T_0), \quad (4.47)$$



R – радиус тигля; H – высота расчетной области; 0_z – ось симметрии; δ – величина зазора между вибратором и стенками тигля; r_{vib} – радиус штока вибратора; «кристалл» – поверхность кристалла ($z = 0$)

Рисунок 4.4 – Схема цилиндрической расчетной области математической модели с погруженным вибратором [47]

$$\frac{\partial v}{\partial t} + \alpha \frac{Uv}{r} = \alpha \left[\frac{1}{\rho} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^\alpha v \frac{\partial U}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(v \frac{\partial U}{\partial z} \right) - v \frac{U}{r^2} \right], \quad (4.48)$$

$$\frac{c_p T \cdot dP}{dt} = \frac{1}{r^\alpha} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^\alpha \lambda \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right), \quad (4.49)$$

$$\frac{dC}{dt} = \frac{1}{r^\alpha} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^\alpha D \frac{\partial C}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(D \frac{\partial C}{\partial z} \right), \quad (4.50)$$

Здесь и далее используются следующие обозначения: r и z – радиальные и аксиальные координаты; t – время; U и W – составляющие вектора скорости в r и z – направлениях соответственно; v – азимутальная скорость; T – температура; C – концентрация примеси; P – давление; ρ – плотность; g – ускорение свободного падения; β_T , ν , λ , c_p , D – коэффициенты теплового расширения, кинематической вязкости, теплопроводности, теплоемкости и диффузии примеси; α – геометрический фактор, который равен 0 для плоской геометрии и 1 для осе-симметричной геометрии; A и ω – амплитуда и частота вибраций; Ω_c – угловая скорость вращения кристаллизатора; a – коэффициент температуропроводности, W_s – скорость роста кристалла, ΔT – масштаб температуры; k_0 – коэффициент распределения (сегрегации) примеси; n – нормальный единичный фактор.

Граничные состояния:
– ось симметрии ($r = 0$):

$$U = 0, \frac{\partial W}{\partial r} = 0, v = 0, \frac{\partial T}{\partial r} = 0, \frac{\partial C}{\partial r} = 0, \quad (4.51)$$

– поверхность Ж-Т, $z = 0$:

$$U = 0, W = -W_s, v = 2\pi r \Omega_c, T = T_m, \\ D \frac{\partial C}{\partial z} = W_s C(1 - k_0), \quad (4.52)$$

– стена кристаллизатора $r = R$:

$$U = 0, W = 0, v = 2\pi R \Omega_c, \quad (4.53)$$

$$\frac{\partial T}{\partial r} = 0 (0 < z < h), T = T_h (h < z < H), \frac{\partial C}{\partial r} = 0, \quad (4.54)$$

– вибратор:

$$U = 0, W = A\omega \sin(\omega t), v = 2\pi r \Omega_{\text{vibr}}, \quad (4.55)$$

$$\frac{\partial C}{\partial n} = 0, \quad \frac{\partial T}{\partial n} = 0, \quad (4.56)$$

– верхняя открытая граница:

$$U = 0, \frac{\partial W}{\partial z} = 0, v = 0, T = T_h, C = C_0, \quad (4.57)$$

– начальное состояние:

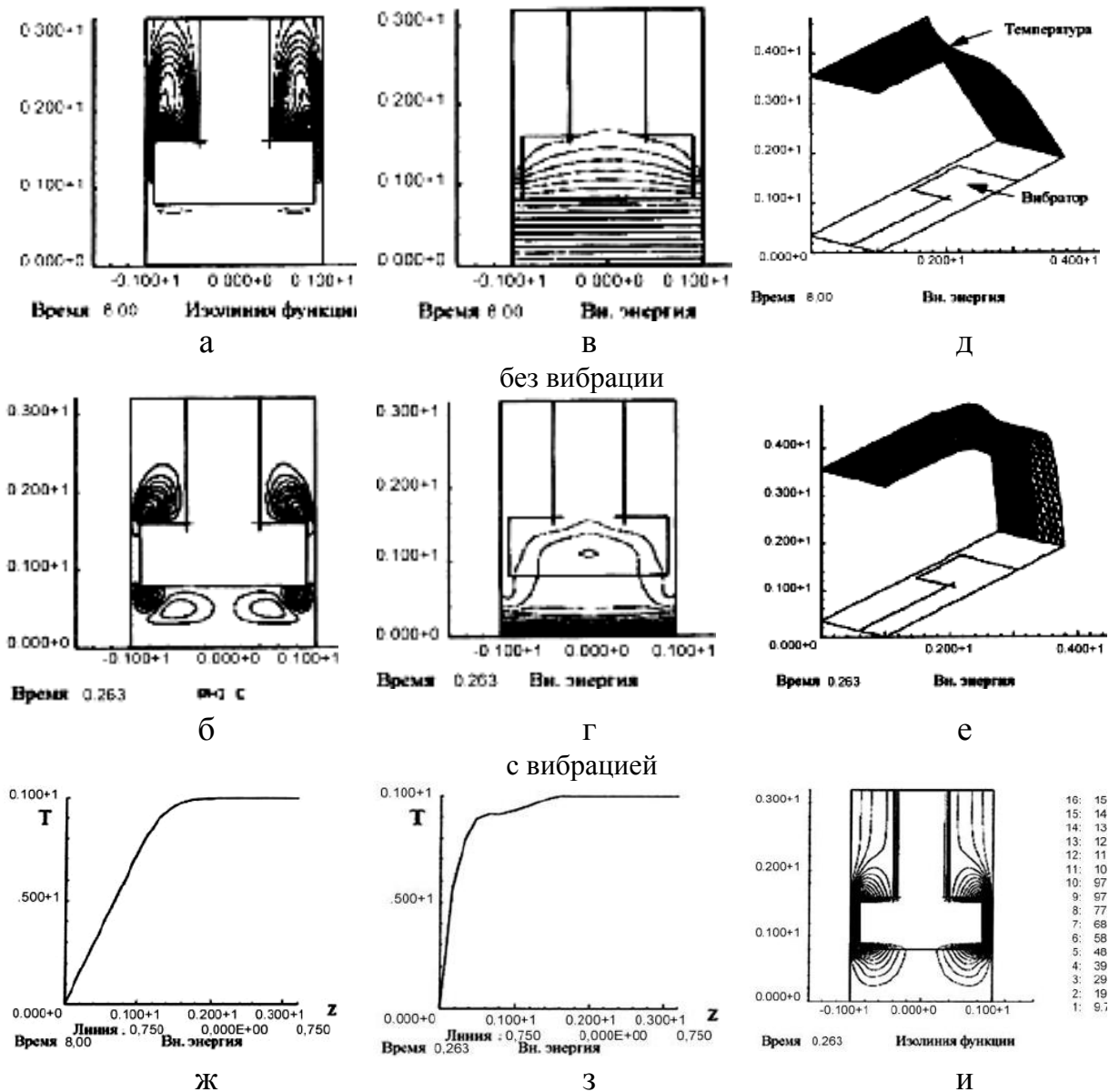
$$U = 0, W = 0, v = 0, T = T_m, C = C_0. \quad (4.58)$$

Численное решение уравнений было выполнено методом конечных элементов [46], который является с одной стороны, разновидностью метода сеток, а с другой – численной реализацией метода Рунге или Бунднова-Галеркина на конечном элементе. Осредненное вибрационное течение (ОВТ) находилось в процессе осреднения по времени численных решений нелинейных уравнений Навье-Стокса, получаемых на каждом временном слое. Это позволило наблюдать эволюцию осредненного вибрационного течения во времени и в пространстве и его зависимость от параметров.

На рисунке 4.5 представлено воздействие вибраций на распределение температуры вблизи фронта кристаллизации при выращивании кристаллов методом Бриджмена в лабораторных условиях. Рисунки 4.5 а, в, д, ж представляют результаты расчета без вибраций, тогда как рисунки 4.5 б, г, е, з, и представляют результаты расчета с вибрацией расплава ($A=100$ мкм, $f=50$ Гц) для чисел $Gr=2,1 \cdot 10^6$, $Pr=5,43$, $H/R=3,2$.

В работе [45] также показано влияние амплитуды вибраций на форму фронта

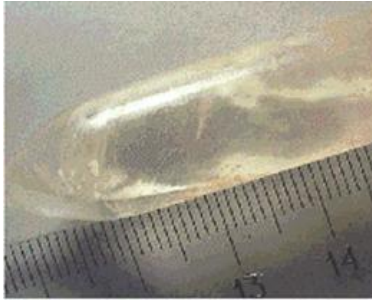
кристаллизации. Рисунок 4.6 представляет полученные результаты. На правой части рисунка 4.6 представлены фотографии кристаллов, выращенных при воздействии вибраций с различными значениями амплитуды. На левой части рисунка 4.6 показаны структуры потоков в расплаве и форма фронта кристаллизации. Частота поступательных гармонических колебаний была выбрана 50 Гц, амплитуда менялась в интервале от 0,15 до 0,22 мм.



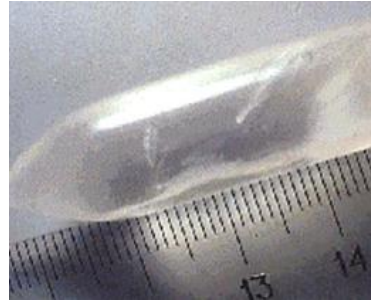
а – функция тока; б – функция тока ОВТ; в и г – изотермы; д и е – аксонометрические проекции поля температуры; ж и з – вертикальные профили температуры ($\tau=0,75$); и – мгновенная функция тока в момент времени $t=0,263$

Рисунок 4.5 – Влияние вибраций на градиент температуры у фронта кристаллизации в методе Бриджмена с погруженным вибратором [45]

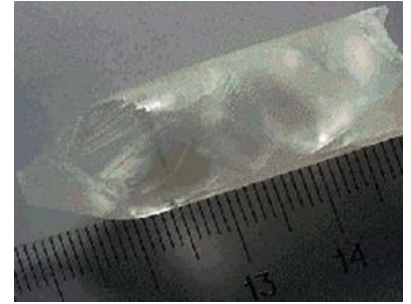
Как видно на рисунке 4.6, меняя амплитуду вибраций, возможно влиять на форму фронта кристаллизации, что является значительным фактором при выращивании кристаллов.



F=50 Гц, A=0.15 мм



F=50 Гц, A=0.20 мм



F=50 Гц, A=0.22 мм

Рисунок 4.6 – Фотографии монокристаллов AgNO_3 , выращенных при воздействии вибраций [45]

Если теперь в уравнении Навье-Стокса положить на границе раздела фаз $z=\beta(t)$, то мы приходим к задаче Стефана [48], которая решалась численно. Здесь мы рассмотрим решение задачи Стефана для конечного цилиндра, полученного нами еще в работе [30], взяв граничные условия в простейшей периодической форме. Задача теплопроводности имеет в этом случае граничные условия:

$$\begin{aligned} \frac{\partial T}{\partial t} &= a^2 \left[\frac{\partial^2 T}{\partial z^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial T}{\partial r} \right) \right] \\ T(r, z, t) \Big|_{t=0} &= \varphi(r, z) \\ T(r, z, t) \Big|_{t=R} &= \gamma(z, t) = T_0 \sin \omega t \sin \mathbf{kr}, \\ T(r, z, t) \Big|_{z=0} &= \gamma_1(r, t) = T_1 \sin \omega t \sin \mathbf{kr}, \\ T(r, z, t) \Big|_{z=\beta(t)} &= \gamma_2(r, t) = T_2 \sin \omega t \sin \mathbf{kr}. \end{aligned} \quad (4.59)$$

где T_0, T_1, T_2 – температура сплава на боковых стенках кристаллизатора и на подвижной границе раздела фаз, соответственно; ω, k – циклическая частота вибратора и волновой вектор.

Общее решения такой задачи имеет вид:

$$\begin{aligned} T(r, z, t) &= \sum_{\mathbf{k}=0}^{\infty} J_0(\lambda_{\mathbf{ok}} r) \left\{ e^{\Delta t} \left[\frac{1}{2a\sqrt{\pi}} \int_0^t e^{-\frac{(z-\xi)^2}{4a\tau}} d\xi \right. \right. \\ &\times \left(\int_0^{\ell} \varphi(r, \xi) I_0(\lambda_{\mathbf{ok}} r) r dr \right) d\xi + \frac{R I_1(\lambda_{\mathbf{ok}} R)}{2a\sqrt{\pi}} \int_0^t d\tau \int_0^{\ell} \frac{\gamma(\xi, \tau)}{\sqrt{t-\tau}} e^{-\Delta t} e^{-\frac{(z-\xi)^2}{4a(t-\tau)}} d\xi + \\ &\left. \left. + \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{z}{[a(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{z^2}{4a(t-\tau)}} K_1(\tau) d\tau + \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{z-\beta(\tau)}{[a(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{[z-\beta(\tau)]^2}{4a(t-\tau)}} K_2(\tau) d\tau \right] \right\}. \end{aligned} \quad (4.60)$$

На оси z и при $r=0$, имеем

$$T(z, t) = \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \left(\int_0^t \frac{z}{[a(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{z^2}{4a(t-\tau)}} K_1(\tau) d\tau + \int_0^t \frac{z-\beta(\tau)}{[a(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{[z-\beta(\tau)]^2}{4a(t-\tau)}} K_2(\tau) d\tau \right). \quad (4.61)$$

Принимая $\beta(\tau) = H$ (т.е. для конечного цилиндра глубиной H и радиусом R), вычисляя $K_1(\tau)$ и $K_2(\tau)$, для осевого градиента концентрации имеем:

$$\frac{\partial T}{\partial z} = \frac{8\pi\vartheta}{\lambda} \cdot \sqrt{\frac{\pi}{a}} e^{-\frac{(z-h)^2}{4a}t} (\Gamma_1 + \Gamma_2). \quad (4.62)$$

где ϑ, λ – скорость и длина волны вибратора; h – расстояние до горизонтальной плоскости, совпадающей со средним сечением вибратора.

Обозначим:

$$W = \frac{8\pi\vartheta}{\lambda} \cdot \sqrt{\frac{\pi}{a}} (\Gamma_1 + \Gamma_2). \quad (4.63)$$

Окончательно можно записать:

$$\frac{\partial T}{\partial z} = W \cdot e^{-\frac{(z-h)^2}{4a}t}. \quad (4.64)$$

Из формул (4.63) и (4.64) следует, что наличие периодических граничных условий, моделирующих периодическое воздействие на вибратор, приводит к экспоненциальному закону изменения вертикальной составляющей температуры, где:

$$\vartheta = \frac{\omega\lambda}{2\pi}. \quad (4.65)$$

Рассмотрим теперь влияние радиального градиента. Мы воспользуемся асимптотическим представлением функций Бесселя [49]:

$$\begin{aligned} I_\nu(r) &= \sqrt{\frac{2}{\pi r}} \left[\cos\left(r - \frac{\pi\nu}{2} - \frac{\pi}{4}\right) \right], \\ I_0(r) &= \sqrt{\frac{2}{\pi r}} \left[\cos\left(r - \frac{\pi}{4}\right) \right], \\ I_1(r) &= \sqrt{\frac{2}{\pi r}} \left[\cos\left(r - \frac{3\pi}{4}\right) \right]. \end{aligned} \quad (4.66)$$

После несложных, но громоздких вычислений, окончательно получаем:

$$\frac{\partial T}{\partial r} \approx \sqrt{\frac{2}{\pi}} T_0 \omega \frac{H}{R}. \quad (4.67)$$

Из этой формулы видно, что радиальный градиент минимален, когда $R \gg H$.

Однако, учитывая наличие вертикального градиента и его зависимость от H , оптимальным вариантом размера кристаллизатора будет $R/H=1$, т.е. $R=H$. Таким образом, из развитой нами теории кристаллизации методом рециркуляции расплава с вибрацией, вытекают следующие принципы конструкции кристаллизатора:

- объем кристаллизатора должен быть по возможности как можно большим;
- необходимо, чтобы радиус основания кристаллизатора был равен его высоте;
- на стенках кристаллизатора необходимо поддерживать изотермические условия или линейное распределение температур, хотя первое экспериментально легче осуществимо;
- при наложении вибратора необходимо использовать низкие частоты.

Последний результат в форме (4.65) и (4.67) показан на рисунке 4.7 для кристаллов KN_2PO_4 , выращенных из раствора.

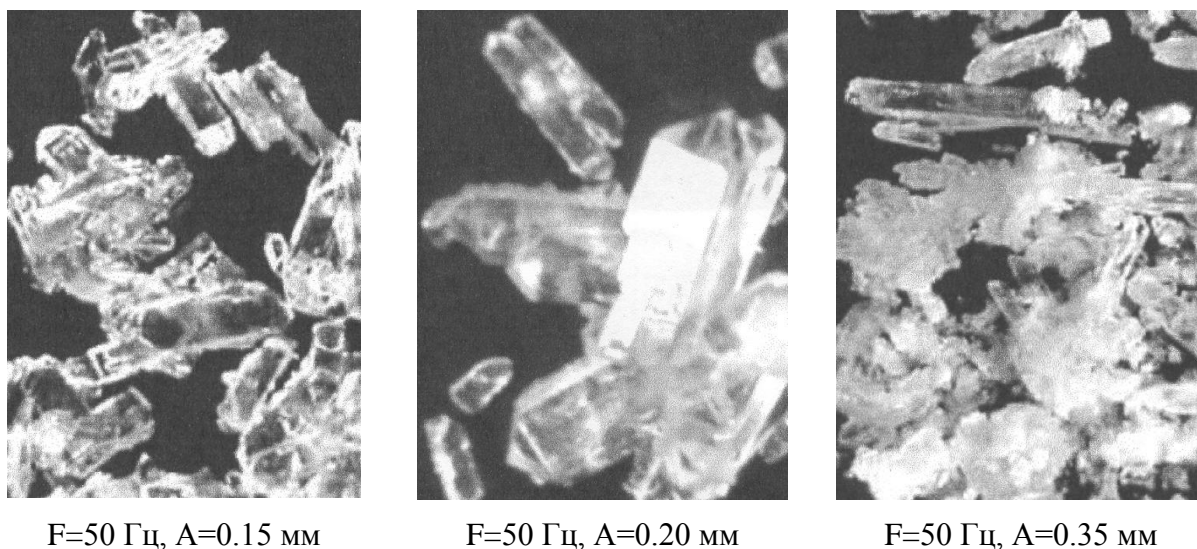


Рисунок 4.7 – Рост кристаллов KN_2PO_4 , выращенных из раствора

Оптимальным здесь виден вариант $F=50$ Гц, $A=0.20$ мм. Из всего изложенного выше следует вывод, что на кристаллизацию и расплава и раствора существенное влияние оказывают периодические возбуждения, достигаемые с помощью вибратора. Это показывает, что на качество осаждаемых металлических покрытий также должны влиять периодические возбуждения, где вместо механических воздействий, достигаемых с помощью вибратора, можно использовать ультразвуковые колебания. Ультразвук в промышленности имеет самое распространенное применение [50]. Применение ультразвуковой активации поверхности анода и катода способствует интенсификации диффузионных потоков, уплотняет поверхность подложки, на которой при ультразвуковом легировании формируется более равномерный и однородный слой покрытия [51]. Изложенный выше параграф опубликован в работе [52].

4.4 Задача Стефана при холодном газодинамическом напылении

Этот параграф посвящен нашей работе [53]. Холодное газодинамическое напыление (ХГН) состоит в том, что при ускорении частиц сверхзвуковым потоком газа, имеющим комнатную температуру торможения, температура частиц в момент удара составляет $150-200^\circ\text{C}$, т.е. частицы попадают на поверхность в «замерзшем» состоянии [54-57]. Однако, если рассмотреть структуру переходного слоя рисунка 4.8,а,б в толще напыляемого вещества, то приходим к следующему результату, что образование переходного слоя происходит за счет диффузии частиц, который подобен замерзающему

льду (рисунок 4.8,в). Этот процесс происходит с подвижной границей раздела фаз и известен как проблема Стефана [28]. В работе [30] удалось решить эту задачу для конечного цилиндра. Нестационарное уравнение диффузии, описывающее этот процесс в подвижной цилиндрической системе координат, движущейся по закону $\beta(t)$, имеет вид:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \left[\frac{\partial^2 C}{\partial z^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial C}{\partial r} \right) \right], \quad (4.68)$$

где D – коэффициент диффузии.

Начальное и граничные условия выберем в общем виде:

$$C(r, z, t)|_{t=0} = \varphi(r, z), \quad (4.69)$$

$$C(r, z, t)|_{r=R} = \gamma(z, t), \quad (4.70)$$

$$C(r, z, t)|_{z=0} = \gamma_1(r, t), \quad (4.71)$$

$$C(r, z, t)|_{z=\beta(t)} = \gamma_2(r, t). \quad (4.72)$$

Функции $\beta(t)$, $\varphi(r, z)$, $\gamma(z, t)$, $\gamma_1(r, t)$ и $\gamma_2(r, t)$ считаем непрерывными. Решение задачи ищем в виде:

$$C(r, z, t) = \sum_{k=0}^{\infty} \bar{C}_k(z, t) I_0(\lambda_{ok} r), \quad (4.73)$$

где λ_{ok} – корни уравнения

$$I_0(\lambda_{ok} R) = 0 \quad (4.74)$$

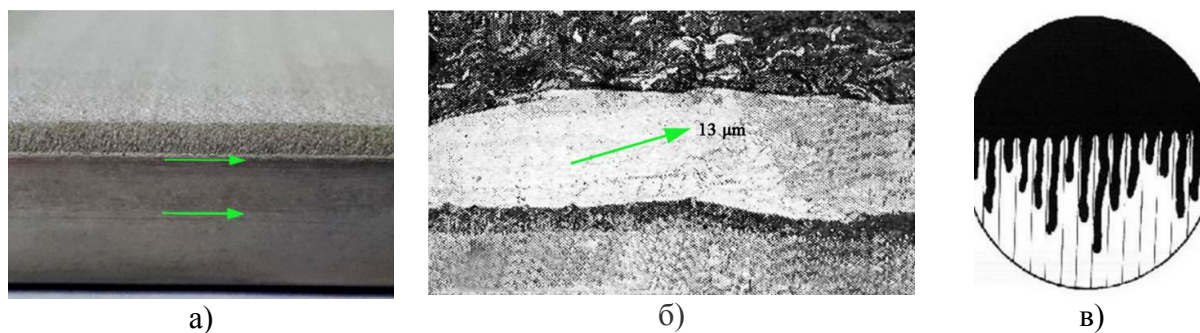


Рисунок 4.8 – Переходные слои ХГН-покрытий: из стали 304L [56] (а); из стали 33ХНЗМА (б); схема диффузии частиц покрытия по мезотрещинам (в)

и $I_0(\lambda_{ok} R)$ – функция Бесселя нулевого порядка, удовлетворяющая уравнению:

$$\frac{1}{r} \frac{d}{dr} \left[r \frac{dI(\lambda_{ok} r)}{dr} \right] + I_0(\lambda_{ok} r) = 0, \quad (4.75)$$

$$\bar{C}_k(z, t) = \int_0^R C_k(r, z, t) I_0(\lambda_{ok} r) r dr. \quad (4.76)$$

Окончательное решение задачи в изотермическом случае выглядит так:

$$C(r, z, t) = \sum_{k=0}^{\infty} I_0(\lambda_{ок} r) \left\{ e^{-\Delta t} \left[\frac{R I_1(\lambda_{ок} R)}{2\sqrt{\pi D}} \int_0^t d\tau \int_0^H \frac{C_1}{\sqrt{t-\tau}} \times \right. \right. \\ \times e^{-\Delta t} e^{-\frac{(z-\xi)^2}{4D(t-\tau)}} d\xi + \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{z}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{z^2}{4D(t-\tau)}} K_1(\tau) d\tau + \\ \left. \left. + \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{z - \beta(\tau)}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{[z-\beta(\tau)]^2}{4D(t-\tau)}} K_2(\tau) d\tau \right] \right\}. \quad (4.77)$$

Для стационарной концентрации имеем следующее выражение:

$$C(r, z) = \frac{C_0 R}{\sqrt{\pi z}} I_0\left(\frac{2r}{R}\right). \quad (4.78)$$

Радиальная и осевая составляющие градиента концентрации, учитывая (4.78), будут равны:

$$\frac{\partial C}{\partial r} = \frac{2}{z} \frac{C_0}{\sqrt{\pi}} I_1\left(\frac{2r}{R}\right), \quad (4.79)$$

$$\frac{\partial C}{\partial z} = \frac{RC_0}{\sqrt{\pi z^2}} I_0\left(\frac{2r}{R}\right). \quad (4.80)$$

Оба уравнения (4.79) и (4.80) показывают волновой характер затвердевания покрытия (рисунок 4.9).

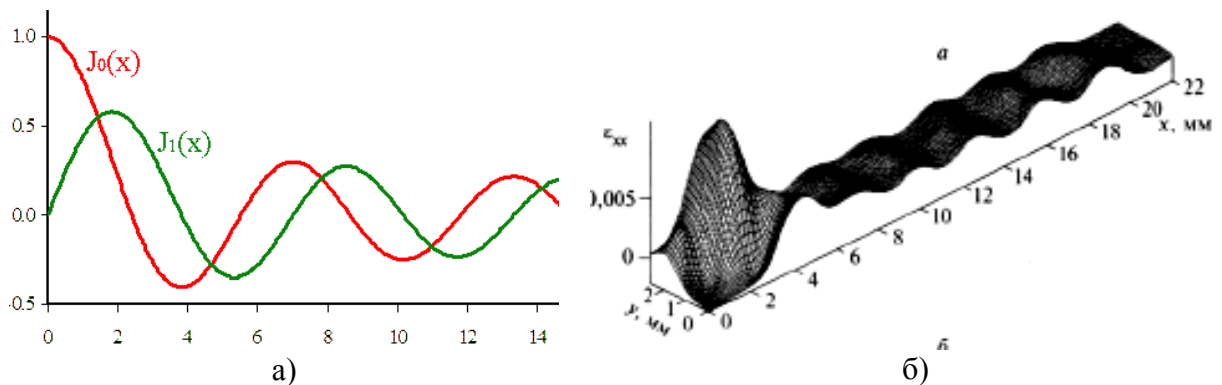
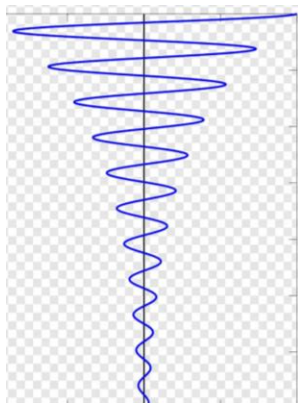


Рисунок 4.9 – Графики функций Бесселя (а) [49];
распределения локальных удлинений на FeSi (б) [57]

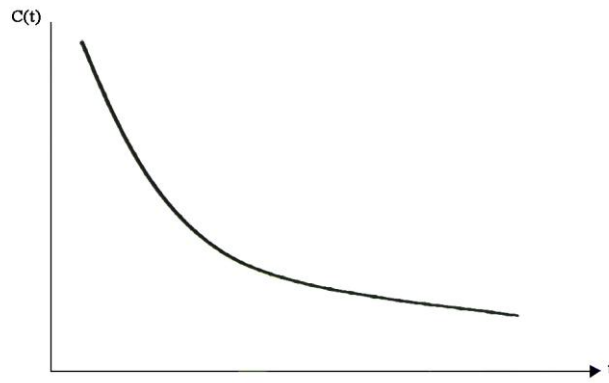
Относительно переходного слоя решение (4.80) будет выглядеть так:

$$C(z, t) = \frac{\text{const}}{\beta(t)} I_1\left(\frac{2r}{R}\right). \quad (4.81)$$

Здесь $z = \beta(t)$ – подвижная граница раздела фаз и для задач Стефана она чаще всего принимает автомодельный вид: $\beta(t) = \beta_0 \sqrt{t}$. В переходном слое уравнение (4.81) будет выглядеть так, как показано на рисунке 4.10.



а)



б)

Рисунок 4.10 – Затухание волны в поверхностном слое (а);
временная зависимость концентрации в этом слое $C(z, t)$ (б)

Из уравнения (4.81) при $I_1 \approx 1$, можно получить выражение:

$$C(t) = \frac{\text{const}}{z_i(t) - z_{i+1}(t)}. \quad (4.82)$$

Уравнение (4.82) впервые было получено Гринбергом [58]. Это уравнение было получено на основе гидродинамики, когда в рассмотрении учитывается одномерный транспортный поток из автомобилей. В нашем случае – это сверхзвуковой поток металлических частиц, падающих на подложку. Уравнение (4.81) показывает, что градиент концентрации частиц диффузии равен градиенту скорости частиц в переходном слое: $\partial C(z, t)/\partial z = \partial v/\partial t$. Если мы рассматриваем движение частиц в методе ХГН как диффундирующую жидкость, связанную с подвижностью частиц, то нужно знать ее реологию. На сегодняшний день жидкости различают как [59]: ньютоновскую жидкость; бингамовскую вязкопластичную жидкость; псевдопластичную жидкость; дилатантную жидкость. Для ньютоновской жидкости – линейный закон: $\sigma = \alpha (\partial v/\partial t)$. Для неньютоновской жидкости: $\sigma = \alpha (\partial v/\partial t)^n$. Псевдопластик – $n < 1$, при медленных движениях вязкость велика, затем убывает. Дилатантная жидкость – $n > 1$, вязкость растет с увеличением скорости. Бингамовский пластик – модель Бингама подобна модели сухого трения. Поскольку реология переходного слоя зависит как от скорости, так и от диаметра частиц, то этот вопрос требует тщательного исследования.

Рекомендуемая литература

- 1 Пильник А.А. Кинетика кристаллизации и кавитации расплавов при больших отклонениях от равновесия. – Диссер. кандидата физ.-мат. наук, Новосибирск, 2018. – 85 с.
- 2 Френкель Я.И. Кинетическая теория жидкостей. – Л.: Наука, 1975. – 592 с.
- 3 Фольмер М. Кинетика образования новой фазы. – М.: Наука, 1986. – 208 с.
- 4 Баранник А.А. Исследование кристаллогенезиса полупроводников $A^{III}B^V$ из висмутсодержащих расплавов (на примере $InSbBi$, $AlInSbBi$). – Диссер. кандидата технических наук, Новочеркасск, 2003. – 141 с.
- 5 Проценко К.Р. Зародышеобразование в жидкости при умеренных переохлаждениях и перегревах (молекулярно-динамическое моделирование). – Диссер. кандидата физ.-мат. наук, Екатеринбург, 2022. – 108 с.
- 6 Попов А.М., Сотников В.Н. Теория вероятностей и математическая статистика. – М.: Изд-во Юрайт, 2019. – 434 с.
- 7 Попов П.В. Диффузия. – М.: МФТИ, 2016. – 94 с.
- 8 Лобанов М.Л., Зорина М.А. Методы определения коэффициентов диффузии. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2017. – 100 с.
- 9 Румер Ю.Б., Рывкин М.Ш. Термодинамика, статистическая физика и кинетика. – Новосибирск: Изд-во Новосибирск. ун-та, 2000. – 608 с.
- 10 Кадилин В.В., Рябева Е.В., Самосадный В.Т. Прикладная нейтронная физика. – М.: НИЯУ МИФИ, 2011. – 124 с.
- 11 Ито К., Маккин Г. Диффузионные процессы и их траектории. – М.: Мир, 1968. – 480 с.
- 12 Стратонович Р.Л. Нелинейная неравновесная термодинамика. – М.: Наука, 1985. – 480 с.
- 13 Фатеев М.П. К теории фазовых переходов первого рода многих переменных // ФТТ, 2002. Т.44. № 12. – С. 2212-2216.
- 14 Алексеечкин Н.В. Многомерная кинетическая теория фазовых переходов первого рода // ФТТ, 2006, том 48, вып. 9. – С. 1676-1685.
- 15 Хакен Г. Информация и самоорганизация. Макроскопический подход к сложным системам. – М.: Мир, 1991. – 240 с.
- 16 Фракталы в физике. Труды VI международного симпозиума по фракталам в физике (Триест, Италия, 1985). – М.: Мир, 1988. – 672 с.
- 17 Олемской А.И., Флат А.Я. Использование концепции фрактала в физике конденсированной среды // УФН, 1993, Том 163, № 1. – С. 1-50.
- 18 Терехов С.В. Фракталы и физика подобия. – Донецк: «Цифровая типография», 2011. – 255 с.
- 19 Брылкин Ю.В. Геометрическое моделирование микроструктуры поверхности на основе теории фракталов. – Диссер. кандидата технических наук, Москва, 2017. – 121 с.
- 20 Латыпова Н.В., Фрактальный анализ. – Ижевск: Издательский центр «Удмуртский университет», 2020. – 120 с.
- 21 Скрипов В.П. Метастабильная жидкость. – М.: Наука, 1972. – 312 с.
- 22 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Грузин В.В. К вопросу об образовании покрытий на подложке // Deutsche internationale Zeitschrift, 2023, №52. – Р. 83-89.
- 23 Рубинштейн Л.И. Проблема Стефана. – Рига, 1967. – 457 с.
- 24 Любов Б.М. Теория кристаллизации в больших объемах. – М.: Наука, 1975. – 256 с.
- 25 Мейрманов А.М. Задача Стефана. – Новосибирск: Наука, 1986. – 239 с.
- 26 Сигунов Ю.А. Методы решений классической задачи Стефана. – Сургут: РИО Сургутского государственного университета, 2009. – 140 с.
- 27 Вайнберг А.М. Математическое моделирование процессов переноса. Решение

- нелинейных краевых задач. – Москва-Иерусалим, 2009. – 210с.
- 28 Gupta S.C. The Classical Stefan Problem: Basic Concepts, Modelling and Analysis. – Amsterdam: Elsevier, 2018. – 732 p.
- 29 Карташов Э.М. Аналитические методы в теории теплопроводности твёрдых тел. – М.: Высшая школа, 1985. – 480 с.
- 30 Юров В.М., Кукетаев Т.А. Кристаллизация цилиндра конечных размеров // Рук. деп. в ВИНТИ, 1982. – № 6485-82 Деп.
- 31 Гольдман Н.Л. Теория и методы решения обратных задач Стефана. – Диссер. доктора физ.-мат. наук, Москва, 2000. – 316 с.
- 32 Руднев В.Ю. Слияние свободных границ в задаче Стефана и задаче Стефана-Гиббса-Томсона. – Диссер. кандидата физ.-мат. наук, Москва, 2005. – 90 с.
- 33 Королева О.Н. Динамическая адаптация во многофронтовых задачах Стефана. – Диссер. кандидата физ.-мат. наук, Москва, 2006. – 108 с.
- 34 Юрий А.Д. Об одной оптимальной задаче типа Стефана // ДАН СССР, 1980. – Т. 251, №6. – С. 1317-1321.
- 35 Данилюк И.И. О задаче Стефана // Успехи математических наук, 1985. – Т. 40, №5 (245). – С. 133-185.
- 36 Слепцов С.Д., Рубцов Н.А. Решение классической однофазной задачи Стефана в модифицированной постановке для полупрозрачных сред // Прикладная механика и техническая физика, 2013. – Т. 54, №3. – С. 106-113.
- 37 Хасанов М.К., Столповский М.В. Численное решение задачи Стефана с несколькими границами фазовых переходов методом ловли фронта в узел сетки // Фундаментальные исследования, 2015. – № 11-4. – С. 748-752.
- 38 Кот В.А. Высокоточные полиномиальные решения классической задачи Стефана // Докл. Нац. акад. наук Беларуси, 2017. – Т. 61, № 6. – С. 112-122.
- 39 Васильев В.Н., Васильева М.В., Степанов С.Н., Сидняев Н.И., Матвеева О.И., Цеева А.Н. Решение двухфазной задачи Стефана в энтальпийной постановке со сглаживаем коэффициентов // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2021, №4(97). – С. 4-23.
- 40 Багдасаров Х.С. Высокотемпературная кристаллизация из расплава. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004. – 160 с.
- 41 Кашин С.П. Сварочные работы. – М.: Энтраст Трейдинг, 2015. – 330 с.
- 42 Гусейнов Ш.Э. метод сведения обобщенной задачи Стефана к нелинейному интегро-дифференциальному уравнению типа Вольтерра // Computer Modelling and New Technologies, 2006, Vol.10, No.2. – P. 57-67.
- 43 Плотинский Ю.М. Модели социальных процессов. – М.: Логос, 2001. – 296 с.
- 44 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Грузин В.В. Теория образования покрытий и задача Стефана // The scientific heritage (Budapest, Hungary), 2023. – No 109 (109). – P. 43-49.
- 45 Жукова Л.В., Корсаков А.С., Салимгареев Д.Д. Инфракрасные кристаллы. Теория и практика. – Екатеринбург: Издательство УМЦ УПИ 2015. – 215 с.
- 46 Fedyushkin A.I. The influence of vibration on hydrodynamics and heat-mass transfer during crystal growth // Journal of crystal growth, 2005. – Vol.275. – P. 1557–1563.
- 47 Fedyushkin A.I., Bourago N.G. Influence of vibrations on Marangoni convection and melt mixing in Czochralski crystal growth // Proceedings of 2nd Pan Pacific Basin Workshop on Microgravity Sciences Pasadena, 2001. – P. 1–9.
- 48 Бураго Н.Г., Федюшкин А.И. Численное решение задачи Стефана // Материалы XIII Международной конференции по прикладной математике и механике в аэрокосмической отрасли (АММАГ'2020), 6-13 сентября 2020 г., Алушта: Изд-во МАИ, 2020. – С. 471-473.
- 49 Зубов В.И. Функции Бесселя. – М.: МФТИ, 2007. – 51 с.
- 50 Хмелев В.Н., Сливин А.Н., Барсуков Р.В., Цыганок С.Н., Шалунов А.В. Применение ультразвука высокой интенсивности в промышленности. –

Бийск: Изд-во Алт. гос. техн. ун-та, 2010. – 203 с.

51 Касач А.А., Харитонов Д.С., Wrzesińska A., Vobowska I., Предко А.А., Романовский В.И., Жарский И.М., Курило И.И. Влияние ультразвукового воздействия на физико-химические и трибологические свойства электрохимических покрытий Cu–Sn–TiO₂ // Физикохимия поверхности и защита материалов, 2020, том 56, № 2. - С. 208-214.

52 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Грузин В.В. Кристаллизация цилиндра конечных размеров при периодических граничных условиях // Sciences of Europe (Praha, Czech Republic), 2023, No 113. – P. 98-105

53 Грузин В.В., Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В. Проблема Стефана при холодном газодинамическом напылении // Материалы Международного научно-методического журнала «Global science and innovations 2023: Central Asia», № 1(19). Апрель 2023, серия «Физико-математические науки». – С. 36-40.

54 Алхимов А.П., Клинков С.В., Косарев В.Ф., Фомин В.М. Холодное газодинамическое напыление. Теория и практика. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2009. – 536 с.

55 Козлов И.А., Лещев К.А., Никифоров А.А., Демин С.А. Холодное газодинамическое напыление покрытий (обзор) // Труды ВИАМ, 2020, №8(90). – С. 77-93.

56 Спасенко А.А. Структура и свойства сплавов на основе титана и алюминия, полученных методом холодного газодинамического напыления. – Диссертация кандидата технических наук, Москва, 2022. – 114 с.

57 Зуев Л.Б. Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. – Новосибирск: Наука, 2008. – 328 с.

58 Greenberg H. An analysis of traffic flow // Operations Research, 1959, vol. 7. – P. 79-85.

59 Закипная Е.В., Зарицкая В.В. Реология. – Благовещенск: Изд-во Дальневосточного ГАУ, 2015. – 108 с.

5 ОСНОВЫ ТЕОРИИ ТРЕЩИН В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ

5.1 Трещины как скопление дислокаций в твердых телах

Трещины образуются в результате скопления дислокаций перед каким-либо препятствием. Такими препятствиями могут быть, например, границы зёрен. Образование трещин связано с возникновением напряжённого состояния при получении металлов за счет кристаллизации.

Теория дислокаций была впервые применена в 1934 г. физиками Э. Орована, М. Поляни и Д. Тейлором для описания процесса пластической деформации кристаллических тел [1]. Дислокации – это дефекты кристаллического строения, представляющие собой линии, вдоль и вблизи которых нарушено характерное для кристалла правильное расположение атомных плоскостей. В зависимости от того, как расположены участки этой линии по отношению к вектору сдвига, различают краевые и винтовые дислокации. Краевая дислокация представляет собой линию, вдоль которой обрывается внутри кристалла край «лишней» полуплоскости (рисунок 5.1).

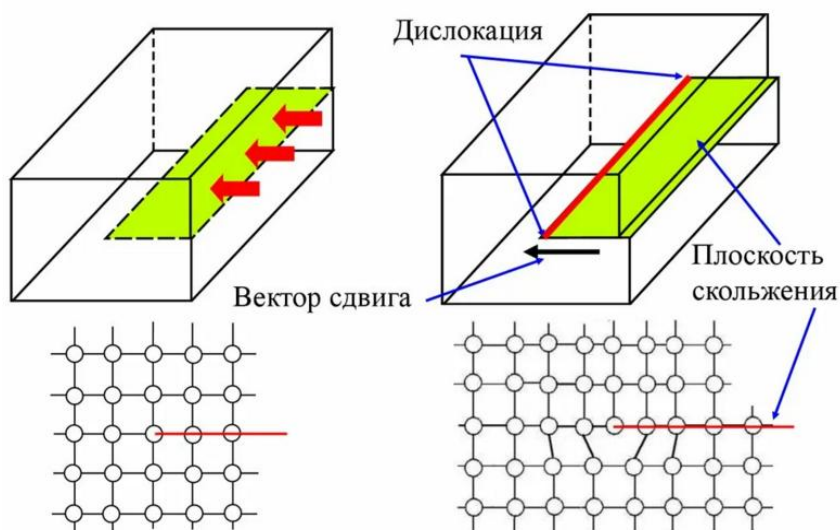


Рисунок 5.1 – Краевая дислокация в кристалле [2]

Когда краевые дислокации разного знака движутся в одной плоскости и встречаются друг с другом, то они аннигилируют (рисунок 5.2).

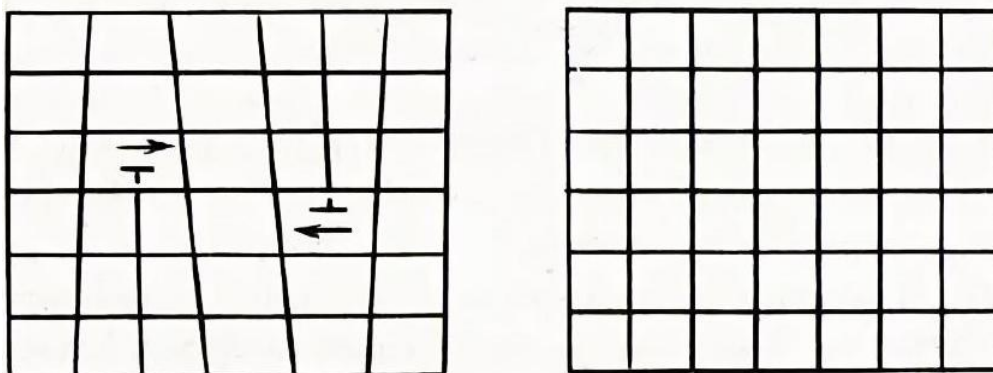


Рисунок 5.2 – Аннигиляция дислокация разного знака [2]

Когда краевые дислокации одного знака движутся в одной плоскости и

останавливаются на границе зерна, то возникает процесс, связанный с преодолением барьера (рисунок 5.3).

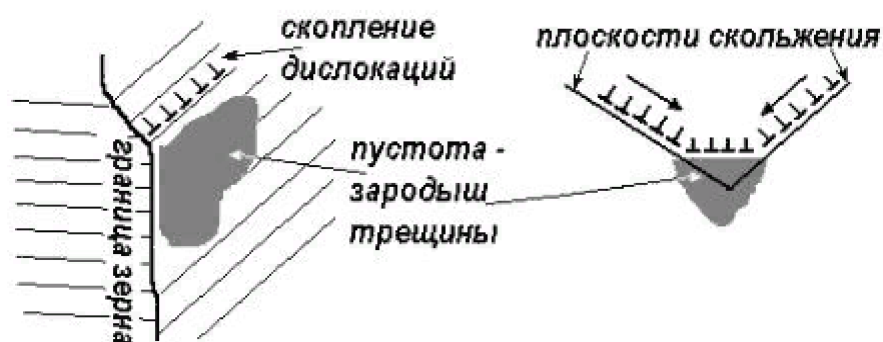


Рисунок 5.3 – Положение дислокаций на границе зерна [2]

При движении краевых дислокаций межузельный атом (МУА) может попасть из одной экстраплоскости в другую, что обозначается как положительное переползание (рисунок 5.4,а). При нагревании кристалла кромка экстраплоскости генерирует вакансии, при этом размер дислокации уменьшается и межузельный атом переползает из второй плоскости в первую (рисунок 5.4,в). При переползании возникают атомные пороги (шероховатость). При переползании возникают и деформации.

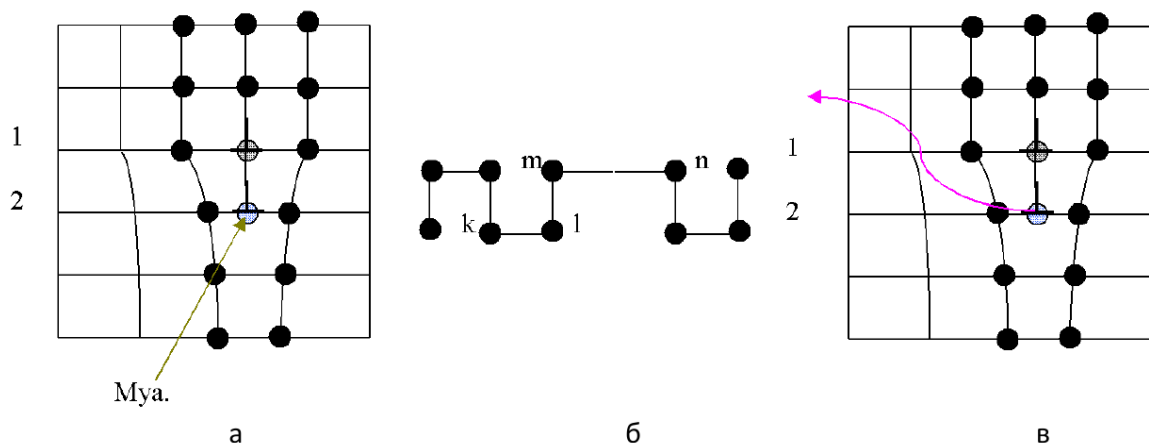


Рисунок 5.4 – Движение дислокации переползанием [2]

В винтовой дислокации, в отличие от краевых, атомы располагаются по винтовой линии. Её можно образовать воздействием внешней силы на часть материала. Например, воздействуем на правую часть материала (рисунок 5.5).

Винтовая дислокация может двигаться только путём скольжения (рисунок 5.6,а). Винтовые дислокации разного знака, двигаясь в одной плоскости скольжения, при встрече аннигилируют (исчезают) (см. рис. 5.6б).

Реальная дислокация – дислокация со смешанной ориентацией (отдельные участки могут быть винтовыми, другие только краевыми, а остальные смешанными). Расположение атомов в зоне смешанной дислокации компромиссное. Дислокация всегда является замкнутым контуром и поэтому в кристаллах дислокация всегда петля.

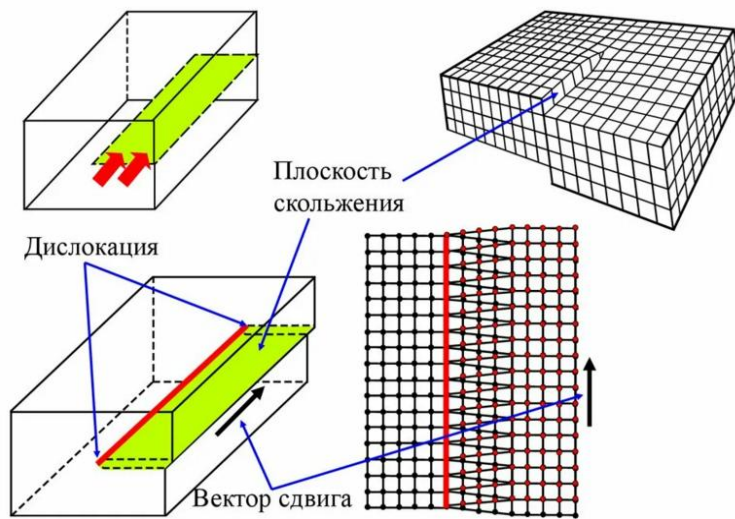


Рисунок 5.5 – Винтовая дислокация [2]

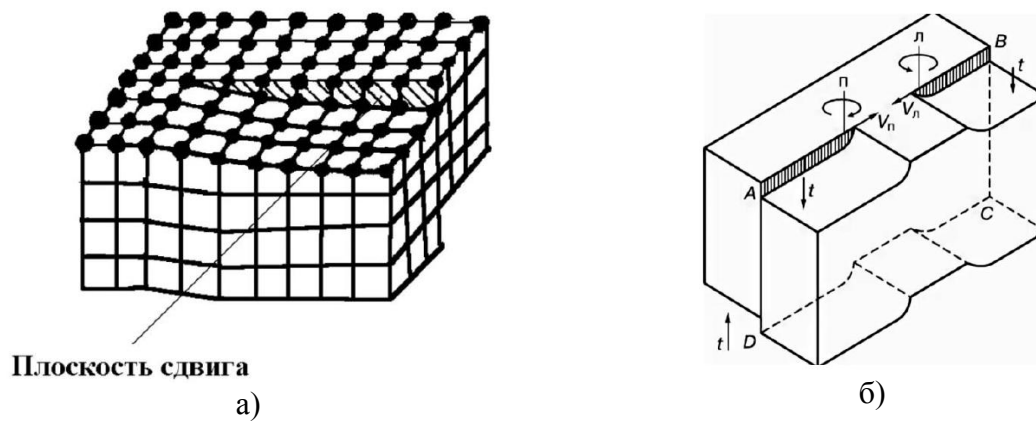


Рисунок 5.6 – Движение винтовой дислокации (а);
движение дислокаций разного знака (б) [2]

Контур Бюргера (рисунок 5.7,а) – замкнутый контур произвольной формы, построенный путем последовательного обхода дефектов в «хорошей», неискаженной части кристалла. В идеальном кристалле такой контур будет замкнутым. Вектор Бюргера (\vec{b}) – главная характеристика дислокации. \vec{b} – количественная мера искажения решетки, вызванных наличием в этой решетке дислокаций.



Рисунок 5.7 – Контур Бюргера (а); вектор Бюргера (б) [2]

Энергия дислокации дается выражением:

$$E_g = \alpha \cdot G \cdot \bar{b}^2 \cdot \ell, \quad (5.1)$$

где α – коэффициент, равный от 0.5 до 1; G – модуль упругости при сдвиге; \bar{b} – вектор Бюргера; ℓ – длина дислокационной петли.

Плотность ρ дислокаций определяется как:

$$\rho = \sum \ell_i / V, \quad (5.2)$$

где $\sum \ell_i$ – сумма длин всех дислокаций; V – объем.

Для монокристаллов: $\rho=10^4-10^6 \text{ см}^{-2}$; для поликристаллов: $\rho=10^7-10^8 \text{ см}^{-2}$; для металла после холодной пластической деформации: $\rho=10^{10}-10^{12} \text{ см}^{-2}$. При большой плотности дислокаций они оказывают значительное влияние на свойства материала, в частности, на прочность. Это наблюдается при предельной (критической) плотности дислокаций: $\rho \leq 10^{13} \text{ см}^{-2}$.

При своем движении в кристалле дислокации встречаются с большим количеством структурных препятствий (барьеров), которые оказывают тормозящее влияние на движущуюся дислокацию. Чем больше таких структурных барьеров, тем сильнее тормозится движение дислокаций. При большом количестве барьеров повышается сопротивление пластической деформации т.е. прочность кристаллического тела. Вывод таков: если мы хотим увеличить прочность, упрочнить материал, то нужно в кристаллической структуре увеличивать количество барьеров для движущихся дислокаций.

1. Барьер Пайерлса-Набарро.

Если в кристалле нет никаких структурных барьеров, всегда присутствует один. Этот барьер представляет собой силу межатомного взаимодействия.

2. Торможение дислокаций границами зерен и субзерен.

3. Торможение дислокаций, когда искажения кристаллической решетки вызвано присутствием примесных атомов.

4. Торможение дислокаций сегрегациями примесных атомов внедрения (атмосфера Коттрелла).

5. Торможение дислокаций другими дислокациями.

6. Торможение дислокаций дисперсными частицами выделения.

7. Торможение дислокаций зонами Гинье-Престона.

8. Торможение дислокаций электронами в металлах.

9. Торможение дислокаций фононами в кристаллах.

10. Торможение дислокаций элементарными возбуждениями (магноны, экситоны и прочее) в твердых телах.

Поскольку микротрещины в кристаллах являются скоплением дислокаций, то торможение дислокаций является торможением микротрещин, а значит, приводит к упрочнению материала. При обсуждении вопросов о плотности дислокаций при пластической деформации возникает вопрос о размножении дислокаций. В процессе деформации материалов на полированной поверхности шлифа появляется рельеф, вызванный выходом дислокаций на поверхность кристалла. В таких экспериментах оказалось, что высота ступени значительно больше, чем количество дислокаций в кристалле. В процессе деформации образуются новые дислокации помимо уже находившихся в кристалле. В результате общая плотность дислокаций повышается.

5.2 Классификация трещин и механизмы их зарождения.

В работе [3] предложена классификация трещин исходя из их геометрических размеров: субмикротрещины, микротрещины, переходные трещины, макротрещины и магистральные трещины.

Субмикротрещины – такой же постоянный структурный дефект, как и дислокации [4]. Дислокационные трещины могут диссоциировать, переходить в поры или подрастать до критических гриффитсовских размеров. В работе [5] установлены свойства дислокационных субмикротрещин: они реагируют на касательные напряжения и до некоторого уровня невосприимчивы к воздействию растягивающих напряжений. Помимо точечных и линейных структурных дефектов, которые могут быть описаны в рамках одномерных и двумерных моделей, в субмикротрещинах существенную роль играет ангармонизм валентных связей [6]. При этом соответствующие деформации уже нельзя рассматривать как малые по сравнению с единицей, иначе:

$$[r_k - r_{k+1}] - l \approx l, \quad (5.3)$$

Условие (5.3) выполняется тогда, когда деформации настолько велики, что валентные связи находятся в предразрывном состоянии, либо разрыв уже произошел. На рисунке 5.8 показана связь между приложенной нагрузкой и длиной трещины, которая согласуется с результатом Гриффитса.

В модели Френкеля–Конторовой [7] построена система связанных друг с другом уравнений, исходя из дополнительной гипотезы о том, что атомы деформируемой цепочки связаны друг с другом линейно-упругими пружинами. Одно решение этой модели представляет собой краевую дислокацию, а второе решение – субмикротрещину. Обобщение модели Френкеля–Конторовой приведено в работе [8].

На рисунке 5.9 показана эволюция превращения субмикротрещин в короткие микротрещины, и затем в макротрещины [9].

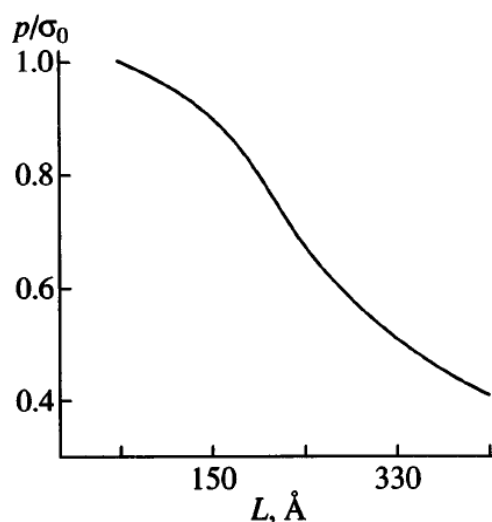


Рисунок 5.8 – Зависимость размера равновесного дефекта L от внешней нагрузки p [6]

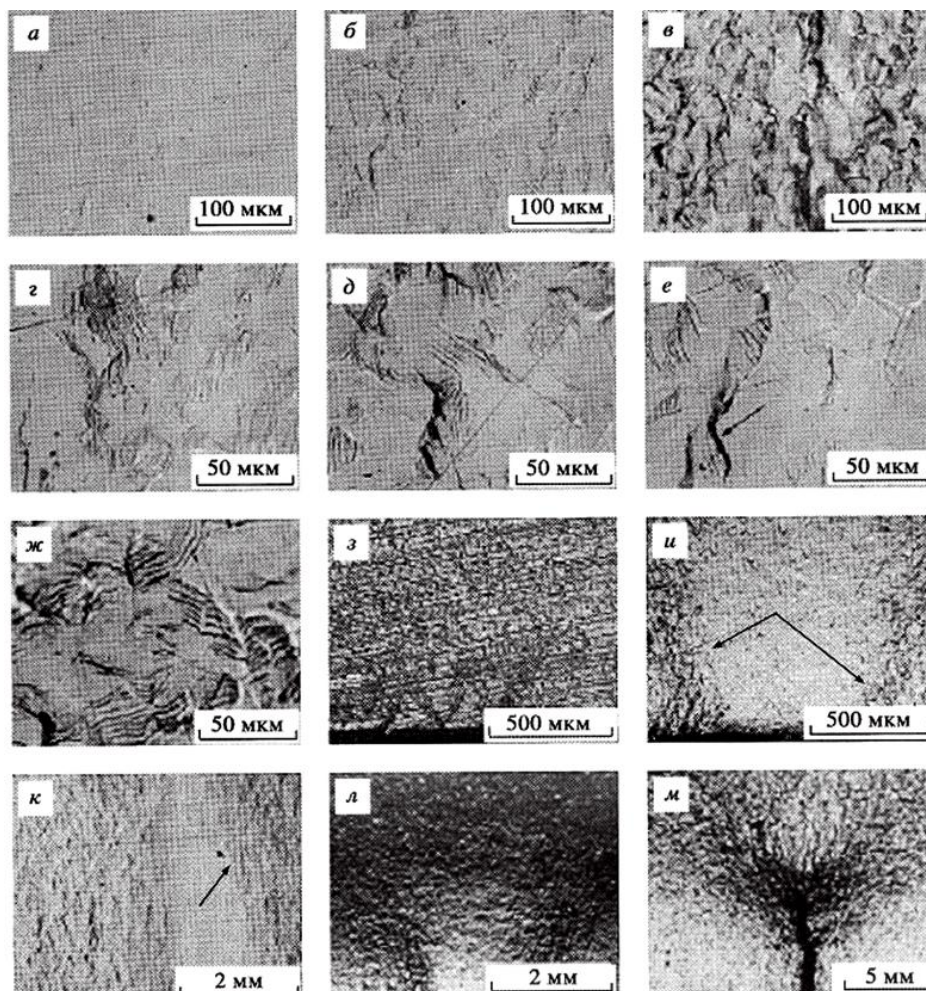


Рисунок 5.9 – Кинетика накопления повреждений в процессе симметричного нагружения [9]

На рисунке 5.9 представлена кинетика накопления усталостных повреждений образцов из трубной стали 3Г (размер зерна 0,03-0,04 мм, временное сопротивление $\sigma_b=680$ МПа, относительное удлинение $\delta=23\%$, условный предел текучести $\sigma_{0,2}=440$ МПа) при симметричном нагружении с амплитудой $\sigma_a=380$ МПа. На начальной стадии повреждения возникают одиночные полосы скольжения (см. рис. 5.9,а), которые объединяются в пачки полос скольжения (см. рис. 5.9,б). Плотность полос скольжения в пачке растет, что приводит к образованию субмикроскопических трещин длиной l_1 ($l_1 \leq 10^{-5}$ мм) и микротрещин длиной l_2 ($l_2 \propto (10^{-5} - 10^{-3})$ мм) (см. рис. 5.9,в) в полосах скольжения и по границам зерен. Слияние микротрещин приводит к появлению микроструктурно коротких трещин длиной l_3 порядка размеров зерен ($l_3 \propto (10^{-3} - 5 \cdot 10^{-2})$ мм) (см. рис. 5.9,г), которые затем объединяются (см. рис. 5.9,д), их раскрытие и плотность возрастают (см. рис. 5.9,е, 5.9,ж). На стадии образования микротрещин идет локализация процесса разрушения твердого тела. Она обусловлена неравномерностью накопления микротрещин в зонах концентраторов напряжений и развивается в плоскостях максимального напряжения сдвига в поверхностных слоях (см. рис. 5.9з, и). Локальные области развития дефектов, разделенные участками недеформированного материала, показаны на рисунке 5.9,к. В дальнейшем плотность микротрещин в полосах скольжения достигает предельного значения (см. рис. 5.9,л). В результате слияния микротрещин на боковой поверхности образца возникает макротрещина (см. рис. 5.9,м), в вершине которой формируется пластическая зона.

Микротрещины представляют собой коллективный процесс в дислокационных

структурах, их перестройкой с превращением запасенной в них энергии в поверхностную энергию микротрещин [10]. Считается, что атомный механизм зарождения микротрещин качественно одинаков при хрупком и вязком разрушении и что микротрещины в момент зарождения имеют длину $\sim 10^{-4}$ мм. Наиболее часто микротрещины возникают у вершин скопления дислокаций. Модели зарождения микротрещин можно разбить на три группы: 1) модель заторможенного сдвига у внутренних физических барьеров (зерна, границы зерен, примеси и др.); 2) модели безбарьерного образования микротрещин в результате взаимодействия дислокаций; 3) возникновение микротрещин в результате термофлуктуационных процессов.

Первую модель межзеренной трещины предложил С.Зинер (рисунок 5.10,а). Ф. Стро предложил модель зарождения дислокационной трещины в вершине полосы скольжения (рисунок 5.10,б).

А. Коттрелл предложил модель безбарьерного зарождения дислокационной трещины для случая, когда концентрация напряжений возникает не из-за скопления дислокаций у препятствия, а в результате встречи дислокаций, скользящих в пересекающихся плоскостях скольжения (рисунок 5.11).

В случае пластичных металлов и сплавов, содержащих неметаллические включения, вязкое разрушение часто носит ямочный характер (рисунок 5.12).

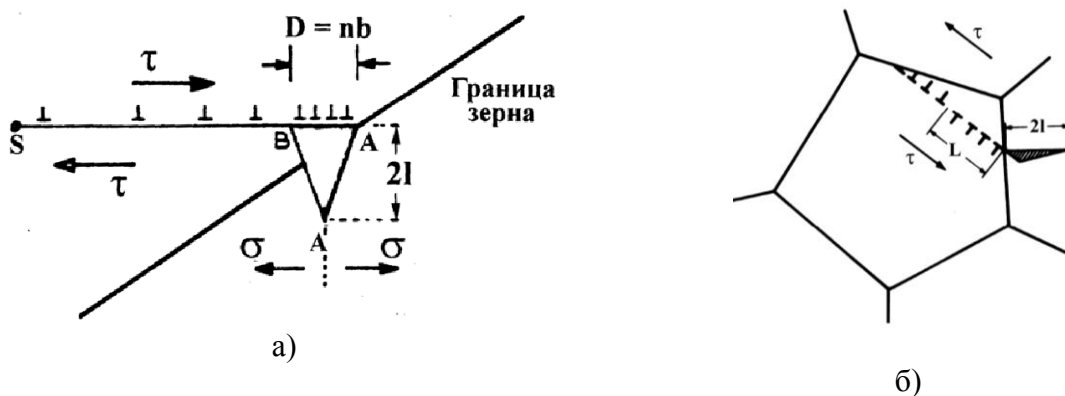


Рисунок 5.10 – Модели микротрещин по Зинеру (а) и Стро (б) [10]

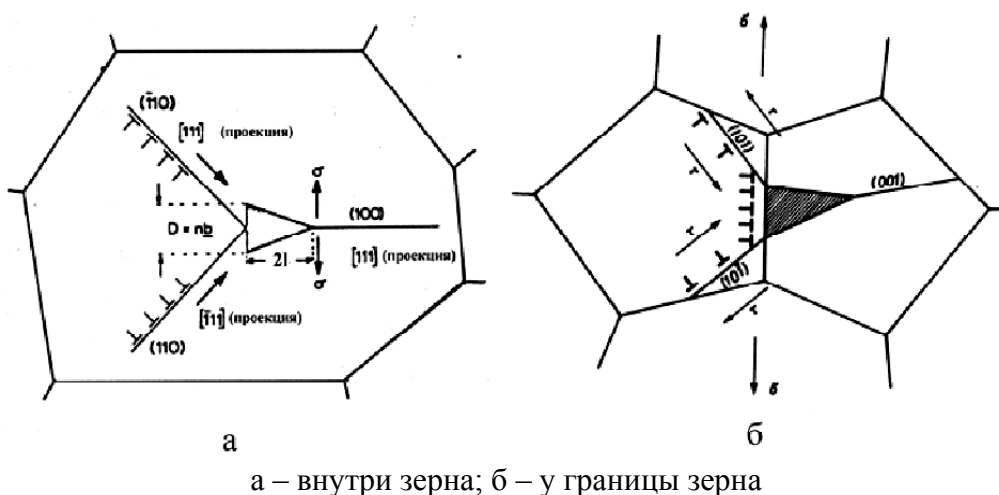


Рисунок 5.11 – Схемы зарождения микротрещин по Коттреллу [10]

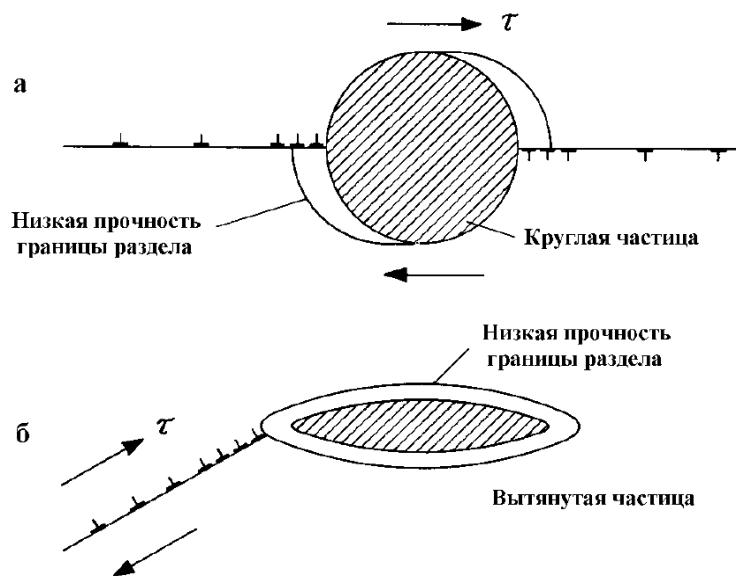


Рисунок 5.12 – Схема образование микротрещин у твердых частиц в пластичном металле при деформации [10]

Окружающая и агрессивная среда вносит большую специфику в образование микротрещин. На рисунке 5.13 представлена схема зарождения микротрещин в условиях коррозионного воздействия.

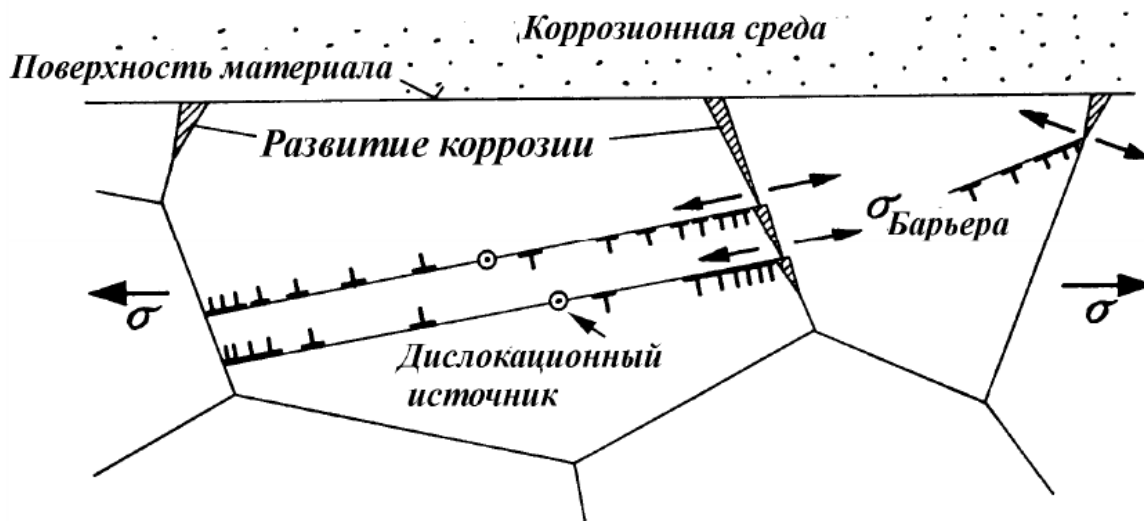


Рисунок 5.13 – Схема зарождения микротрещин по границам зерен при растягивающей нагрузке в условиях коррозии [10]

Микротрещины зарождаются преимущественно по границам зерен в результате совместного действия приложенного напряжения и воздействия коррозионной среды. Водородсодержащая среда также облегчает зарождение микротрещин в конструкционных сталях из-за протекания физико-химических процессов и электрохимического воздействия. При постоянной нагрузке неперемным условием повреждения является диссоциация молекулярного водорода в атомарный. Этот процесс связан с высокой энтальпией диссоциации.

Если атомарный водород проник в кристаллическую решетку, то процессы физико-химического и электрохимического воздействия становятся схожими: в обоих случаях атомарный водород диффундирует в критические области. Последними могут быть внутренние дефекты, на которых в результате рекомбинации на внутренних границах

раздела фаз образуется молекулярный водород и возникает высокое давление. Речь может идти также о диффузии в область перед вершиной трещины, находящуюся в многоосном напряженном состоянии или о взаимодействии с дислокациями. Схематически эти процессы показаны на рисунке 5.14.

Физические модели актов разрушения кристаллических материалов с учетом влияния термических флуктуаций развиваются сейчас в рамках двух направлений, которые представлены работами [11-14]. Исторически первым сформировалось направление, которому его инициаторы дали название – кинетическая теория прочности [13].

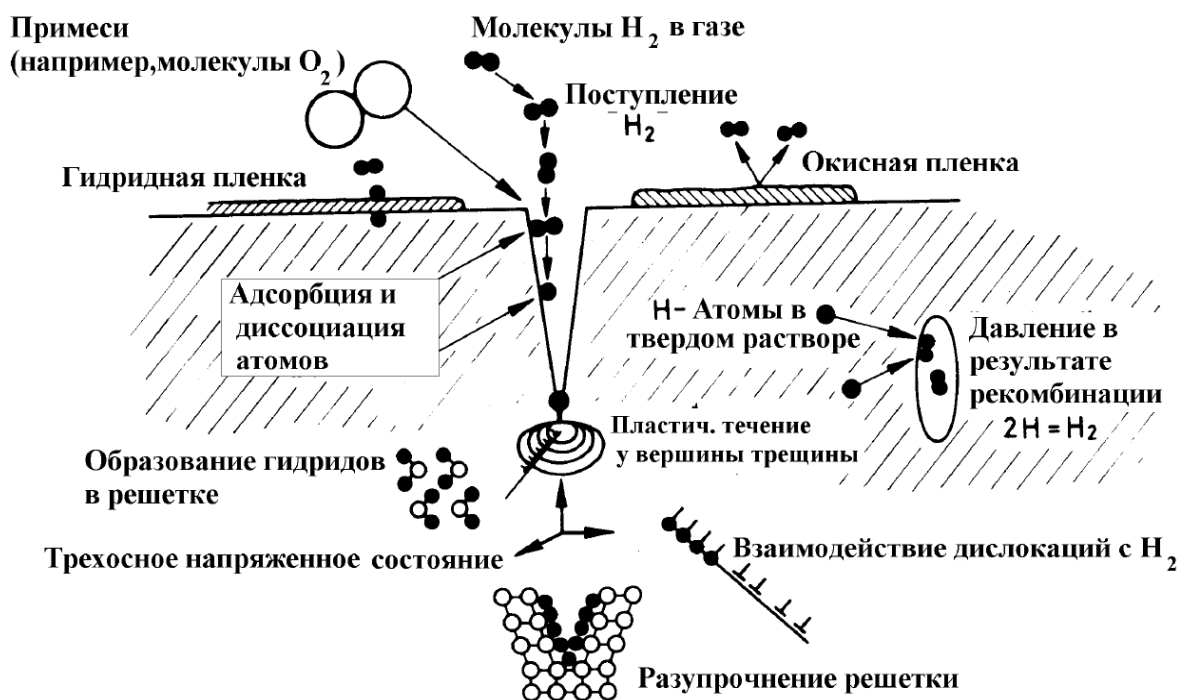


Рисунок 5.14 – Схема физико-химически инициированного водородом трещинообразования [10]

Кинетическая теория прочности рассматривает в качестве элементарных актов разрушения термофлуктуационные разрывы напряженных межатомных связей, а само разрушение понимает как непрерывно развивающийся во времени (кинетический) процесс, который начинается сразу после приложения к телу нагрузки. Общепринято считать, что прочность – это свойство материала сохранять свою сплошность при деформации в процессе нагружения. Однако недостатком этого определения является подмена понятий, а именно, прочности – сплошностью, которая в свою очередь требует определения. Поэтому альтернативное определение прочности можно сформулировать так: прочность – это свойство материала сопротивляться в процессе деформирования возникновению в нем трещин. Отсюда становится понятным, что деформирование материала без возникновения трещин – это один из видов течения (вязкое, пластическое и т.д.) [15].

Долговечность материалов (включая и металлические кристаллы) описывается эмпирической формулой [16]:

$$t = t_0 \exp \left[\frac{U_0 - \gamma \sigma}{kT} \right], \quad (5.4)$$

В формуле (5.4) установлена функциональная связь между долговечностью t , физическими характеристиками материала (t_0 , U_0 , γ) и условиями испытаний σ , T (см. рис. 5.15).

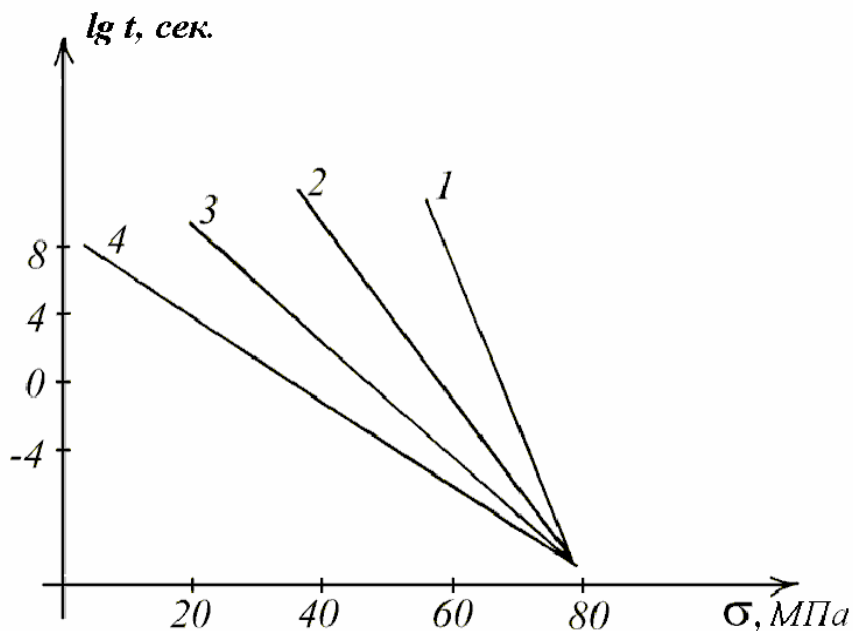


Рисунок 5.15 – Кривые долговечности для алюминия.
Температура испытаний: 1) -180°C; 2) -1000°C;
3) -2000°C; 4) -3000°C [14]

Общие положения, заложившие основу термофлуктуационной кинетической концепции сформулированы в следующем виде [13]:

1. Долговечность сплава под нагрузкой определяется временем, необходимым для того, чтобы большая часть атомов в сечении тела получила термические флуктуации, достаточные для разрыва межатомных связей.

2. Приложенные напряжения играют роль фактора, вызывающего снижение потенциального барьера и препятствующего восстановлению разорванных связей.

3. Решающая роль в разрыве межатомных связей принадлежит не приложенным напряжениям, а термическим флуктуациям.

Переходные трещины возникают, когда пластическая зона около вершины такой трещины меньше равновесной [17]. Неоднородность внешней (по отношению к трещине) пластической деформации играет важную роль. Для хрупких тел эта область отсутствует. Точное определение конфигурации и размеров пластической зоны является сложной задачей. Ирвином предложена приближенная поправка на пластичность, которой можно пользоваться в том случае, когда размеры пластической зоны малы по сравнению с длиной трещины. На рисунке 5.16 показано распределение напряжений σ_y перед вершиной трещины при $\theta=0$. На участке длиной r_p^* перед вершиной трещины напряжение σ_y выше предела текучести материала. В первом приближении можно заменить напряжение σ_y , действующее на этом участке, пределом текучести.

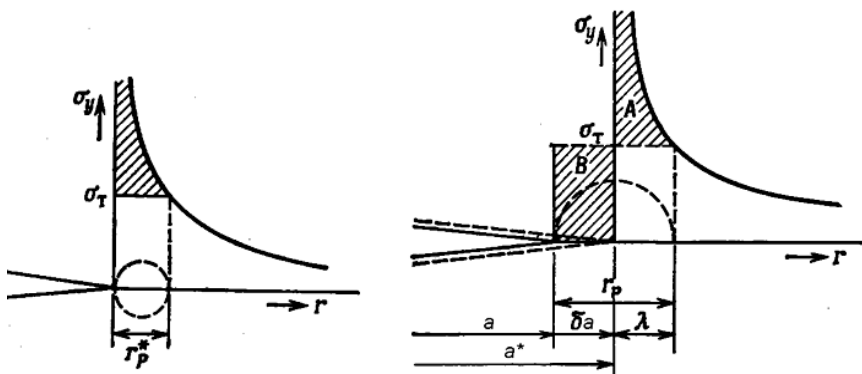


Рисунок 5.16 – Распределение напряжений упругости перед трещиной и оценка пластической области на основе баланса нагрузок [17]

Рассмотрим различия, существующие между плоским напряженным состоянием и плоской деформацией. При различных θ построим соответствующие графики. Такие графики представлены на рисунке 5.17. Здесь в качестве единицы длины использована величина $(K/\pi\sigma_T)^2$. Форма и размеры пластической зоны, соответствующей плоскому напряженному состоянию, существенно отличается от формы и размеров пластической зоны, характерной для плоской деформации. В целом можно считать, что при одинаковых внешних силовых воздействиях пластическая зона при плоской деформации меньше пластической зоны при плоском напряженном состоянии. Следует иметь в виду, что в случае толстых пластин со сквозной трещиной на поверхностях определяющим является плоское напряженное состояние, а внутри пластины – плоская деформация. Поэтому вдоль фронта трещины пластическая зона будет изменяться с минимальными размерами в центральной части листа. Характер изменения представлен на рисунке 5.17.

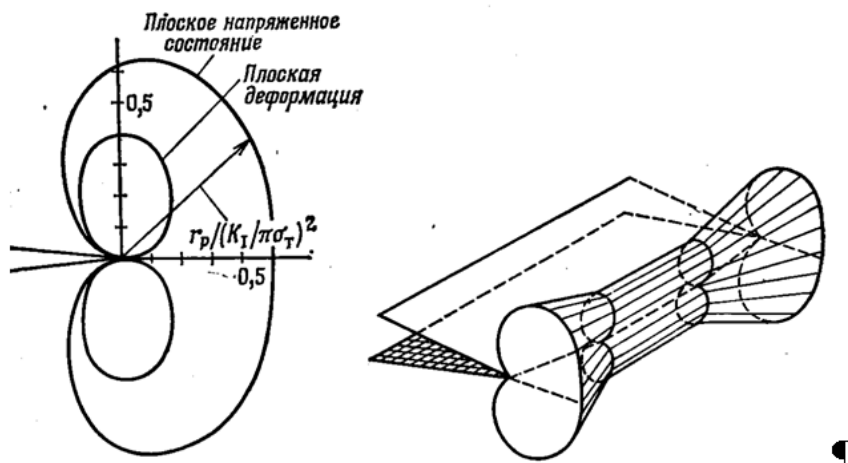


Рисунок 5.17 – Конфигурация пластических областей, полученных по критерию текучести Мизеса и изменение пластической области по толщине листа [17]

Алгоритм [18] моделирования распространения трещиноподобного повреждения основан на предварительном проведении расчета напряженно-деформированного состояния образца для каждого (i -го) конечного элемента, который рассматривается как элементарный объем (рисунок 5.18).

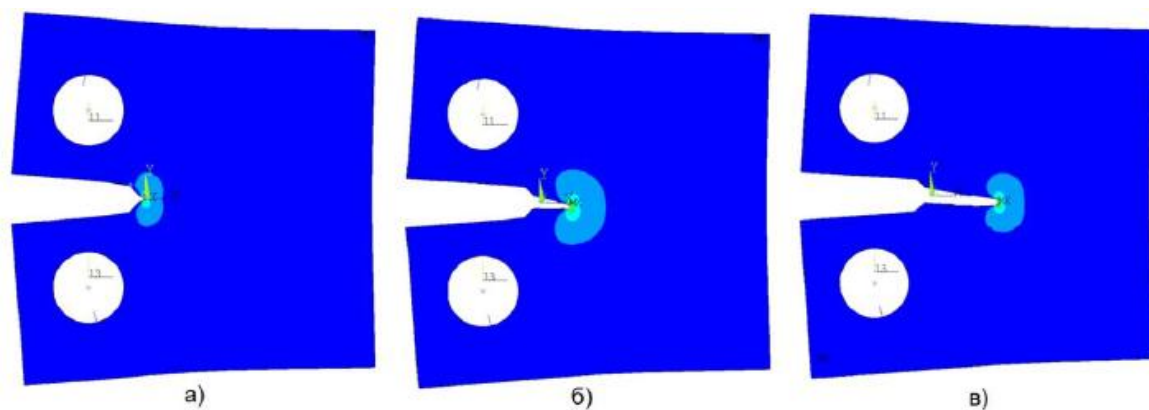
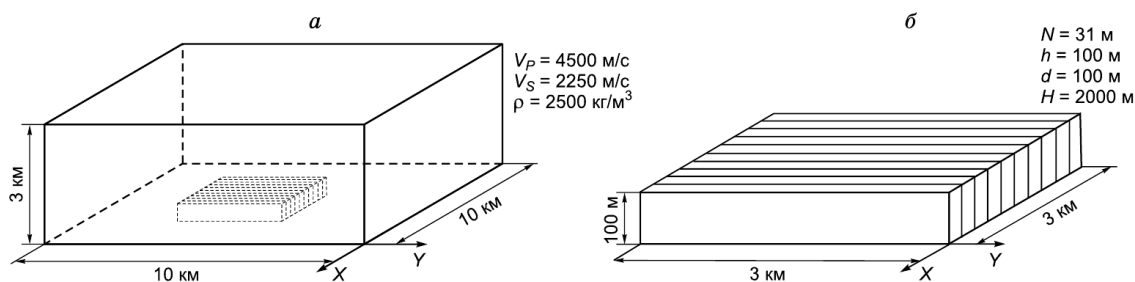


Рисунок 5.18 – Распространение трещиноподобного повреждения на а) десятой, б) сороковой, г) семьдесят пятой итерации, моделируется удалением на каждой итерации опасных поверхностей S_q (объемов) из поверхности (объема) образца S_k [18]

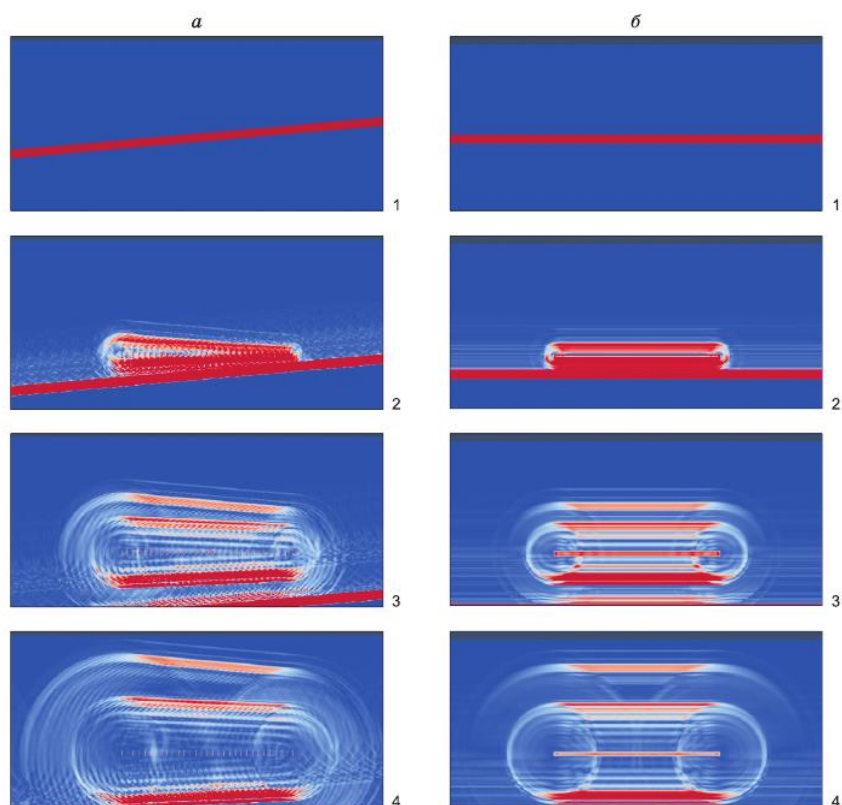
Макротрещины избирательно развиваются по более густой сетке микротрещин и составляют вместе с ними единую систему, подчиняющуюся общим закономерностям развития. При этом густота макротрещин в 2-10 раз меньше густоты микротрещин [14, 17, 19]. В работе [20] характеризуется объемный волновой отклик от площадных систем макротрещин в трехмерном пространстве. Исследуемая расчетная область интегрирования представляла собой массив среды $10 \times 10 \times 3$ км – «полупространство», сверху ограниченное дневной поверхностью. Параметры среды приняты близкими к карбонатным породам: скорость продольных волн $V_p = 4500$ м/с; скорость поперечных волн $V_s = 2250$ м/с; плотность $\rho = 2500$ кг/м³. На глубине 2000 м, в середине массива на площади 3×3 км, расположена система из 31 параллельной вертикальной макротрещины, каждая протяженностью 3 км и высотой 100 м с интервалом – 100 м (рисунок 5.19).



а – массив среды, вмещающий кластер макротрещин, б – 3D-модель кластера (системы) ориентированных субвертикальных макротрещин

Рисунок 5.19 – 3D-модель исследуемого объекта – кластера макротрещин [20]

На рисунке 5.20 показаны фронты продольных и поперечных колебаний распространяются не только вверх, но и вниз (проходящий фронт).



а – сечения объемного отклика плоскостью OXZ по нормали к плоскости трещин,
б – сечения OYZ вдоль их плоскостей. Модули скорости смещения.

Номера кадров соответствуют моментам времени:

1 – 400 мс, 2 – 550 мс, 3 – 700 мс, 4 – 850 мс

Рисунок 5.20 – Волновые картины, иллюстрирующие процесс образования и развития во времени отклика от объемного кластера газонасыщенных макротрещин [20]

В работе [21] макротрещину, находящуюся в однородной изотропной среде в условиях антиплоского сдвига, рассматривают как полубесконечную. К ее берегам на расстоянии r_0 от вершины приложены самоуравновешенные сосредоточенные силы T_0 . На окружности радиуса r_1 с центром в вершине макротрещины расположены симметричным образом относительно ее линии дугообразные трещины $A_k B_k$ ($k = 1, 2, \dots, n$) (рисунок 5.21).

Полученные в результате решения предложенной задачи [21] численные данные позволяют сделать ряд выводов:

- система дугообразных трещин, независимо от их расположения на окружности, вызывает при $\rho > 1$ экранирующий эффект, т.е. уменьшение коэффициента интенсивности в вершине магистральной трещины;

- с ростом линейной плотности микротрещин (что достигается путем увеличения их длины либо путем возрастания их числа) эффект экранирования усиливается;

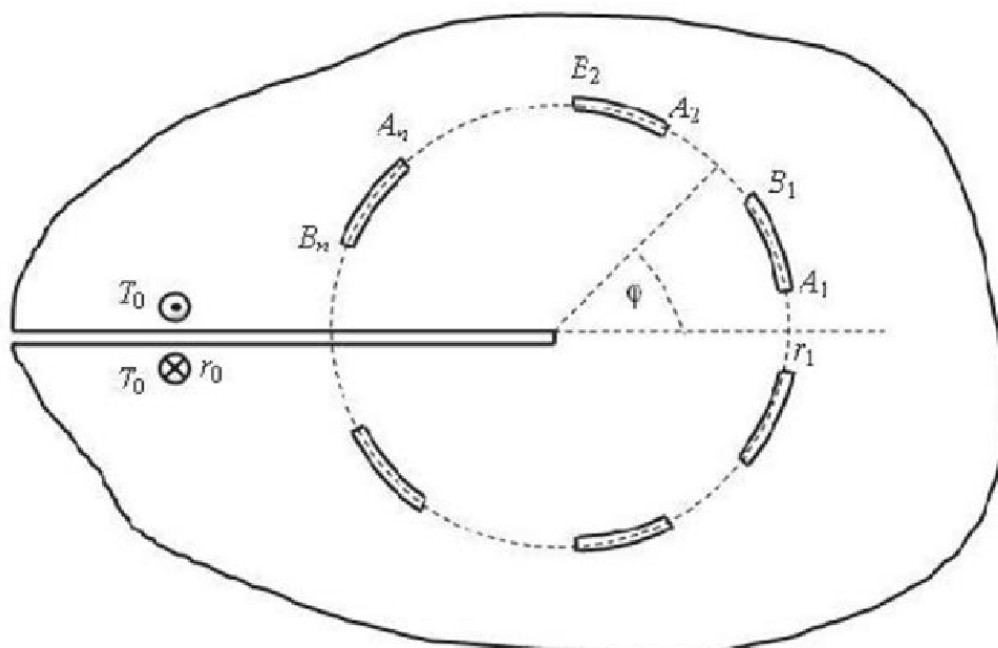
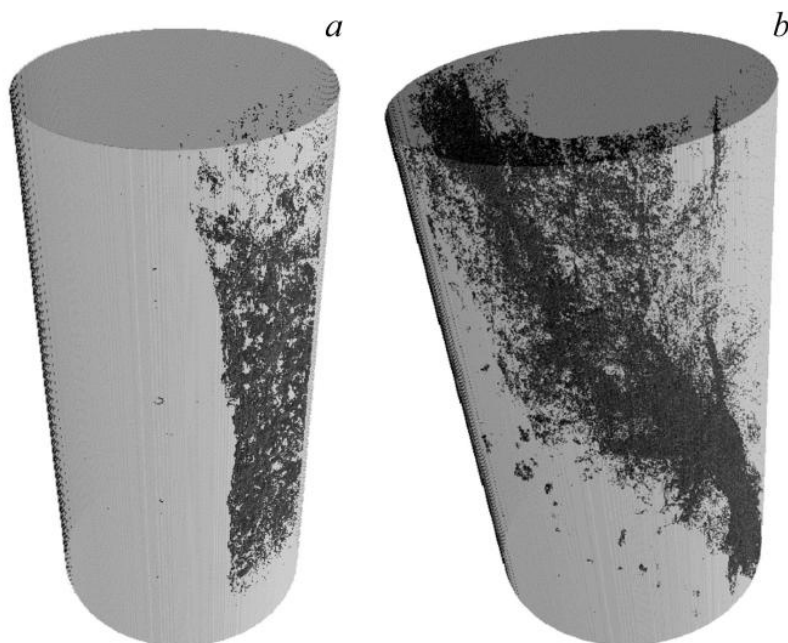


Рисунок 5.21 – Схема к постановке задачи: полубесконечная трещина моды III, взаимодействующая с системой дугообразных трещин; A_k, B_k – вершины микротрещин; r_1 – радиус окружности; r_0 – расстояние от центра окружности до точки приложения нагрузки T_0 [21]

- модель, не учитывающая взаимодействия микротрещин между собой, дает при $\rho > 1$ нижнюю оценку коэффициента интенсивности в вершине основной трещины при любых значениях микроструктурных параметров;
- уменьшение шага системы микротрещин Δ при сохранении всех остальных микроструктурных параметров приводит к ослаблению экранирующего эффекта;
- коэффициент интенсивности напряжений в вершине основной трещины слабо чувствителен к изменению структурного параметра α_{11} .

Магистральные трещины образуются путем лавинообразного роста числа повреждений структуры на последнем этапе развития процесса разрушения и происходит при достижении некоторой критической плотности этих повреждений. Магистральная трещина после своего возникновения с большой скоростью распространяется через весь образец, разделяя его на части [14, 17, 19]. В работе [22] проведено исследование особенностей формирования магистральной трещины в образцах гранита Westerly при квазистатическом одноосном сжатии без бокового подпора по данным акустической эмиссии (АЕ) и рентгеновской компьютерной микротомографии (СТ). На основании результатов компьютерной томографии установлено, что дефекты образуются только в области будущей магистральной трещины, т.е. стадии дисперсного накопления дефектов во всем объеме образца не выявлено. Обнаружены две стадии формирования магистральной трещины, первая характеризуется экспоненциальным распределением сигналов АЕ по энергии, вторая — степенным законом распределения сигналов АЕ по энергиям. В экспериментах образцы сохранили целостность, что позволило провести томографическую съемку. На основе анализа томографических срезов, проведенного с помощью специальных программных пакетов STan и STvol, были построены трехмерные модели дефектной структуры (рисунок 5.22). Видно, что в образце X (рисунок 5.22,а) образовалась одна плоская трещина, параллельная оси образца, расположенная ближе к его краю, что вызвано отсутствием параллельности торцов образца и указывает на

преимущественно сдвиговой характер ее формирования. Трехмерная область локализации микротрещин (магистральная трещина) в образце Y имеет более сложную форму (рисунок 5.22,b) и наклонена относительно оси деформирования на некоторый угол, что является типичным для одноосно деформируемых образцов с трением на торцах. Важно отметить, что в обоих образцах все дефекты образовались только в области магистральной трещины, в других частях образца дефектов не обнаружено. Следовательно, в этих экспериментах не наблюдалось дисперсного накопления дефектов вне области трещины.



a – образец X, b — образец Y

Рисунок 5.22 – Трехмерные модели дефектной структуры [22]

5.3 Теоретические аспекты зарождения и роста трещин

Гриффитс [23] еще в 20-х годах прошлого столетия объяснил расхождение между теоретической прочностью поваренной соли (NaCl), вычисленную Максом Борном на основе квантовой механики, и ее экспериментальным значением (разница $\sim 10^3$ раз), присутствием в кристаллах трещин в исходном (ненагруженном) состоянии. Когда прилагается нагрузка, то происходит изменение энергии трещины, она начинает двигаться со скоростью, когда освобождается упругая энергия, превышающая энергию вновь образующейся поверхности:

$$\Delta W = \frac{\sigma^2 \pi L^2}{2E} + 2\gamma L, \quad (5.5)$$

– общее изменение энергии для случая плоского напряженного состояния, где γ - удельная поверхностная энергия, E – модуль Юнга, σ – приложенное напряжение, L – размер трещины.

Значение критических напряжений, при которых трещина способна к нестабильному росту, может быть найдено из условий:

$$\frac{\partial W}{\partial L} = 0, \quad \frac{\sigma^2 \pi L}{E} = 2\gamma, \quad (5.6)$$

В теории Гриффитса показано, что: $\sigma_c L = \text{const}$. Экспериментально установлено, что критерий Гриффитса применим для абсолютно хрупкого разрушения (например, для трещин в стеклах, $L_{кр} = 0,1-0,3$ мкм) [24].

Кривые $W(2l) = W(L)$ [25] зависимости свободной энергии от длины трещины при заданном напряжении, по Гриффитсу, имеют одну экстремальную точку – максимум, что соответствует неустойчивому состоянию трещины (рисунок 5.23,а).

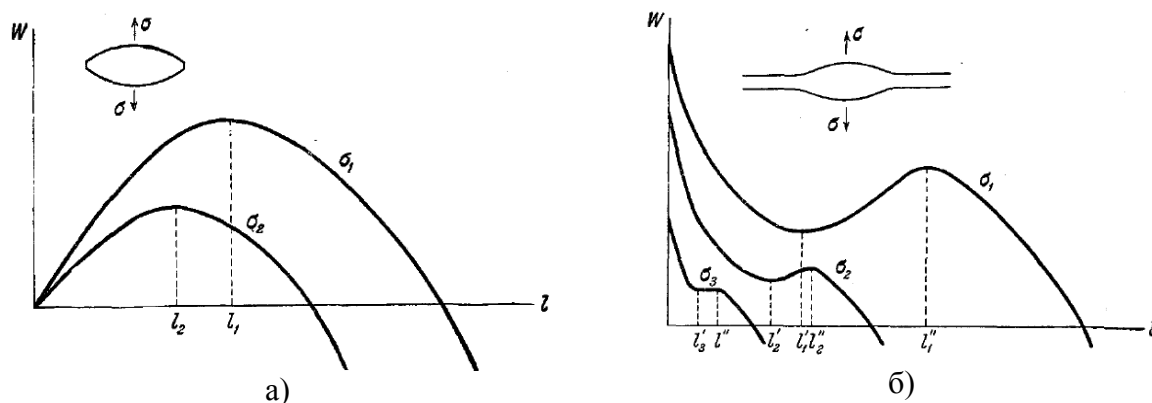


Рисунок 5.23 – Зависимость $W(l)$ по Гриффитсу; зависимость $W(l)$ по Френкелю [25]

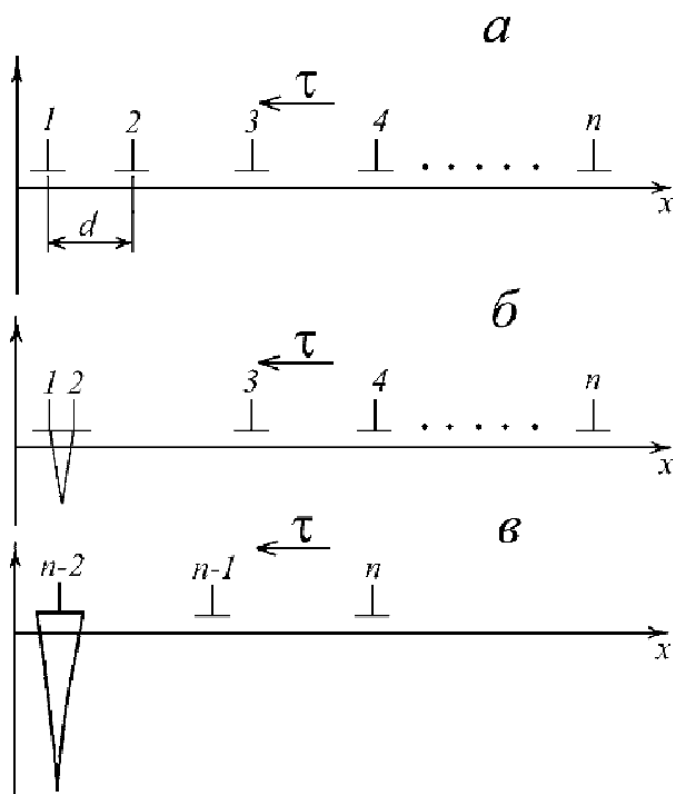
Из рисунок 5.23,а следует, что с увеличением критического напряжения (σ_c) критическая длина зародышевой трещины ($l_{к}$) уменьшается. Если длина трещины больше критической ($l > l_{к}$), трещина будет расти со звуковой скоростью, а если длина ее меньше критической, то она должна сомкнуться.

Я.И.Френкель [7] получил для кривых «свободная энергия-длина трещины» кроме максимума еще и минимум, соответствующий устойчивому состоянию трещин (рисунок 5.23,б). По мере возрастания напряжения эти экстремальные точки сближаются. Когда напряжение достигает критического значения, равного пределу прочности, точки сливаются друг с другом, наступает катастрофическое удлинение трещины и разрушение.

Через 30 лет после теории Гриффитса, модернизированной Я.И.Френкелем, предложил свою модель трещин Стро [26]. При использовании силового критерия Стро считал, что локальные напряжения должны быть достаточными для преодоления отталкивания между двумя головными дислокациями скопления (рисунок 5.24). Напряжения между двумя головными дислокациями скопления [27]:

$$\sigma_{ск} \approx n\tau \quad \text{при } r > d, \quad \sigma_n \approx \sigma \sqrt{L_{ск} / r}. \quad (5.7)$$

Головные дислокации при $n\tau \geq 1.84D$ сливаются, где τ – касательные напряжения, $D = G/1-\nu$ для краевых дислокаций, $D = G$ для винтовых дислокаций, G – модуль сдвига, ν – коэффициент Пуассона. Под двойной дислокацией зарождается дислокационная трещина длиной $L^* \approx (0.5+1)n^2b = 2+4b$. В области порядка L^* локальные напряжения сильно снижаются, что приводит к уменьшению отталкивания остальных дислокаций скопления (рисунок 5.24,б). Достоинства модели Стро: теоретически обоснована возможность зарождения микротрещины благодаря слиянию дислокаций. Это приводит к зарождению микротрещины с размерами ≈ 1 мкм. Модель Стро получила развитие в работе [28].



(а) – исходное скопление дислокаций, (б) – слияние двух головных дислокаций, (в) – рост трещины за счет сваливания в нее большей части дислокаций скопления

Рисунок 5.24 – Схема зарождения микротрещины в модели Стро [11]

Объединенная модель Зинера-Стро-Петча [29] предусматривает зарождение трещин путем блокировки краевых дислокаций на зернах металла и создание высокой концентрации растягивающих напряжений в головных участках заблокированных полос скольжения (рисунок 5.25,а).

Модель Коттрелла [29] рассматривается пересечение двух плоскостей скольжения в ОЦК – металлах, в которых активно генерируются дислокации, скапливающиеся на линии пересечения плоскостей (рисунок 5.25,б).

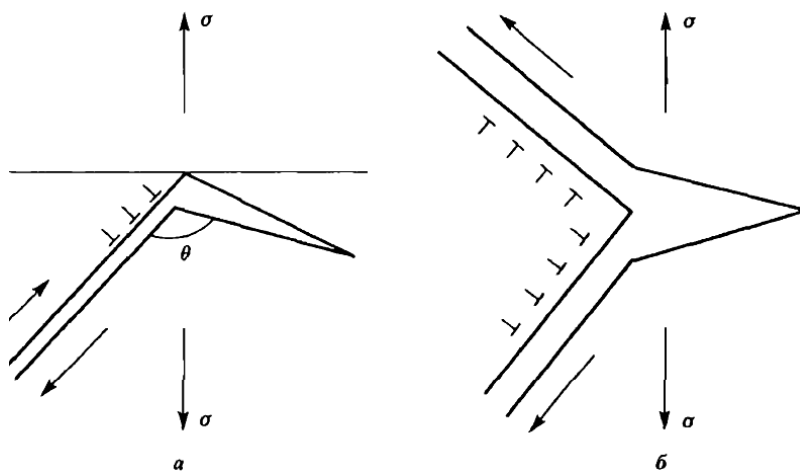


Рисунок 5.25 – Модель Зинера-Стро-Петча (а); модель Коттрелла (б) [29]

Модель Баллафа-Гилмана [29] описывает безбарьерные механизмы образования трещин. Микротрещина образуется в результате скопления дислокаций у препятствия типа границ зерен (рисунок 5.26,а).

Модель Орована-Стро описывает образование трещин путем образования рядов дислокаций в результате полигонизации (рисунок 5.26,б).

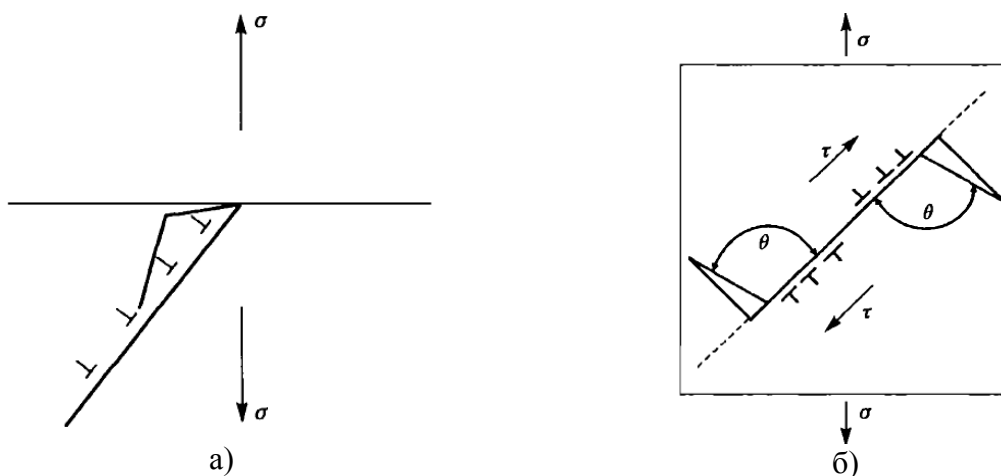
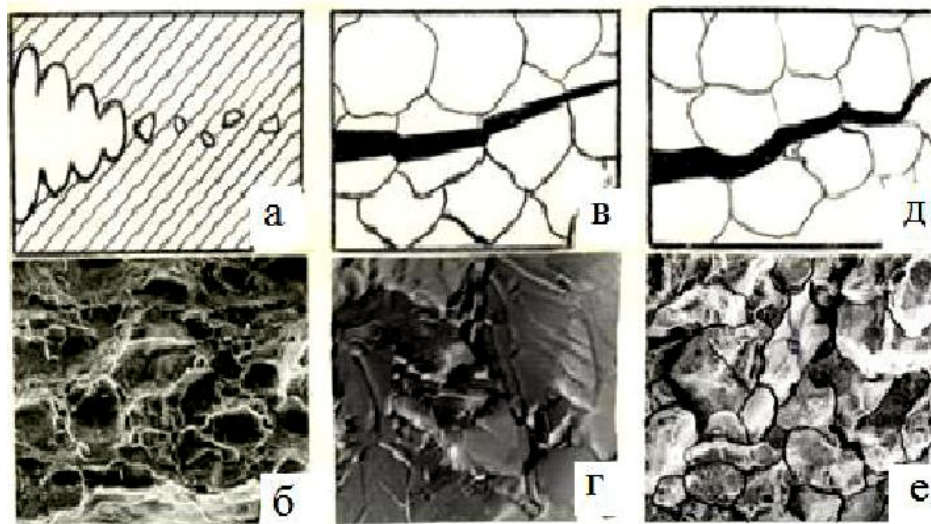


Рисунок 5.26 – Модель Баллафа-Гилмана (а); модель Орована-Стро (б)

Имеются различия в теоретическом обосновании трещин при вязком и хрупком разрушении металлов. С микроструктурной точки зрения существует три различных вида разрушения (рисунок 5.27), из которых первые два – разрушение срезом и разрушение сколом – можно назвать транскристаллитными, а третье – разрушение по границам зерен – интеркристаллитным [30, 31]. Как следует из этих названий, при транскристаллитном разрушении трещина распространяется через внутренние области зерен, а при интеркристаллитном разрушении трещина проходит по границам зерен.



а, б – ямочное разрушение срезом; в, г – скол (транскристаллитное разрушение); д-е – межзёрненное (интеркристаллитное хрупкое разрушение)

Рисунок 5.27 – Механизм разрушения и соответствующий макрорельеф вязкого (а, б) и хрупкого (в – е) изломов [32]

Вязкое разрушение сопровождается значительными пластическими деформациями и проходит несколько этапов эволюции (рисунок 5.28).

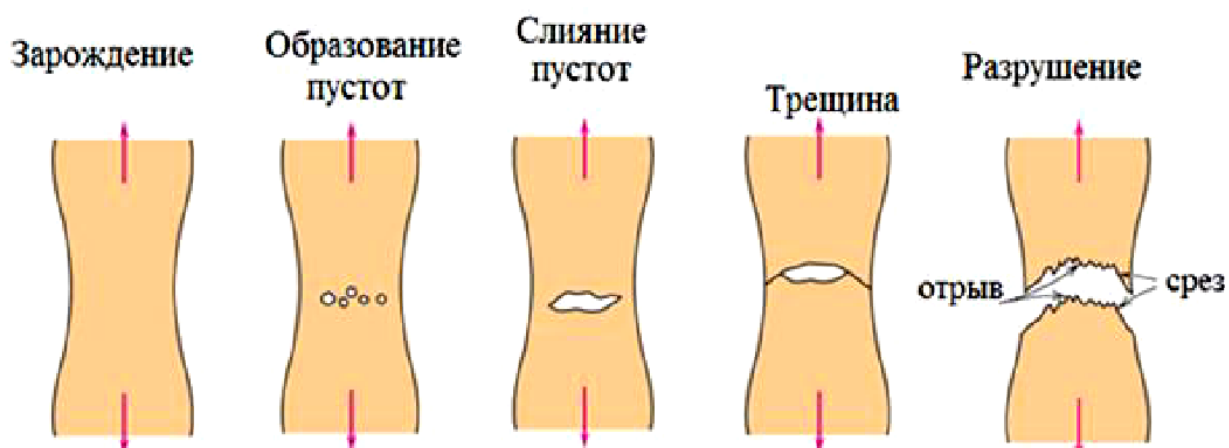


Рисунок 5.28 – Эволюция умеренно вязкого разрушения цилиндрического образца [32]

При хрупком разрушении пластические деформации малы либо совсем отсутствуют (рис. 5.29). Хрупкое разрушение опасно из-за внезапного катастрофического разрушения.



Рисунок 5.29 – Поверхности разрушения цилиндрических образцов из вязкого и хрупкого металлов [32]

В заключении остановимся на образовании усталостных трещин. При изучении усталостных трещин выделяют три стадии их развития [29-34]:

- зарождение трещины в пределах структурных составляющих кристаллического строения металлов;
- стабильный рост трещины в континуальной среде (механика разрушения);
- разрушение, вызванное критическими размерами трещины.

Здесь нужно отметить, что при рассмотрении циклических разрушений обычно используются как деформационные, так и энергетические критерии усталостного разрушения металлов. Оба критерия связаны с возникновением в металлах необратимых пластических деформаций, приводящих к возникновению трещин.

Модель малоциклового усталости предложена Кофффином Л.Ф. [35]:

$$\varepsilon_{ap}^m \cdot N_p = C_p \quad (5.8)$$

где ε_{ap} – амплитуда пластических деформаций; N_p – среднее число циклов до разрушения; m , C_p – параметры материала, определяемые экспериментально.

После некоторых преобразований условие малоциклового усталости по Кофффину Л.Ф. принимает следующий вид:

$$\varepsilon_{ap}^m \cdot N_p = \frac{1}{16} \ln \frac{1}{1 - \Psi}, \quad (5.9)$$

где Ψ – относительное остаточное сужение образца при разрыве.

В работе [36] Мэнсон С.С. экспериментально получил выражение, связывающее амплитуду полных деформаций цикла (пластических и упругих) с числом циклов до разрушения N_p :

$$\varepsilon_a = \frac{1}{2} \left(\ln \frac{1}{1 - \Psi} \right)^{0,6} \cdot N_p^{-0,6} + \frac{1,75\sigma_b}{E} \cdot N_p^{-0,12}. \quad (5.10)$$

где σ_b , E – предел прочности и модуль упругости материала.

Современная механика разрушения рассматривает три типа развития трещин в твердых телах [29-34] (рисунок 5.30):

- 1) нормальное раскрытие или отрыв, которое возникает в поле нормальных напряжений; перемещения берегов трещины перпендикулярны плоскости трещины;
- 2) поперечный сдвиг, при котором разрушение связано со смещением берегов трещины перпендикулярно её фронту;
- 3) продольный сдвиг, при котором разрушение связано со смещением берегов трещины в поперечном направлении по отношению к продвижению фронта трещины.

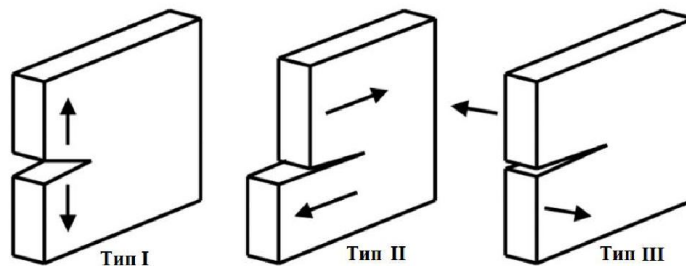


Рисунок 5.30 – Типы раскрытия трещин [34]

Наиболее опасными и часто встречающимися на практике являются трещины первого типа. Здесь будут рассматриваться только трещины нормального отрыва. Практическое применение механики разрушения стало возможным после того, как Ирвином Дж.Р. [37] на основе математического метода Вестергарда К. [38] была решена задача о напряженном состоянии в вершине трещины (рисунок 5.31).

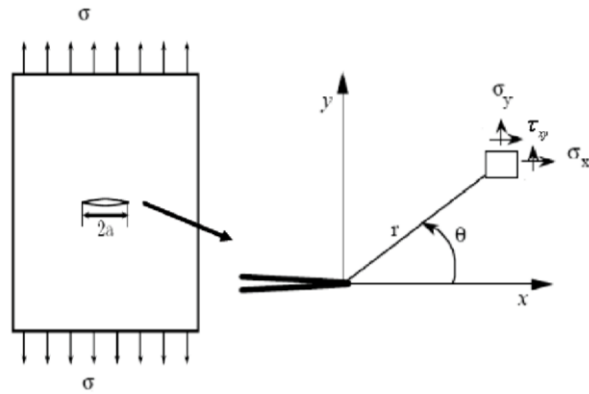


Рисунок 5.31 – Напряженное состояние в вершине трещины [34]

Полученная Ирвином формула выглядит так:

$$\begin{aligned}
 \sigma_x &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right), \\
 \sigma_y &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right), \\
 \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad \text{или} \\
 \sigma_{ij} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta),
 \end{aligned}
 \tag{5.11}$$

где r , θ – полярные координаты точки в вершине трещины; K_I – коэффициент интенсивности напряжений.

Коэффициент интенсивности напряжений K_I , введенный Ирвином Дж.Р. [37], является основным вычисляемым параметром механики разрушения. В вершине трещины возникает сингулярность напряжений типа $1/\sqrt{r}$, которая определяется стремлением напряжений в вершине трещины к бесконечности при приближении полярного радиуса r к нулю. Уравнения (5.11) получены при решении краевой задачи теории упругости для пластины бесконечных размеров с центральной трещиной.

Усилия исследователей были направлены на вычисление K_I для различных нагрузок и форм тел с трещинами, в результате которых формула для вычисления коэффициента K_I приняла более общий вид:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi L} \cdot Y, \tag{5.12}$$

где L – длина трещины; Y – безразмерный поправочный коэффициент К – тарировки, учитывающий размеры образца с трещиной и способ приложения нагрузки. Коэффициент K_I можно найти в справочнике [39].

С помощью коэффициента интенсивности напряжений K_I было сформулировано [40, 41] важнейшее предельное состояние для тел с трещиной при статическом нагружении – момент катастрофического разрушения или долома:

$$K_I = K_{IC}, \tag{5.13}$$

где K_{IC} – коэффициент интенсивности напряжений в момент разрушения, характеристика трещиностойкости материала, получившая название «вязкость разрушения».

Ещё одним критерием, с помощью которого можно оценить прочность детали с трещиной, является критическое раскрытие трещины (КРТ). Независимо друг от друга Уэллс А.А. [42], Коттрелл А.Х. [43] и Баренблатт Г.И. [44] предложили метод позволяющий оценить вязкость разрушения по раскрытию трещины. Была получена следующая зависимость между КРТ и вязкостью разрушения K_{IC} :

$$K_{RT} = \frac{4}{\pi} \cdot \frac{K_{IC}^2}{E\sigma_T}. \quad (5.14)$$

В исследованиях обычно получают зависимость увеличения размера трещины от величины коэффициента K_I , т.е. $dL/dN - \Delta K_I$, диаграмма которой показана на рис. 5.32.

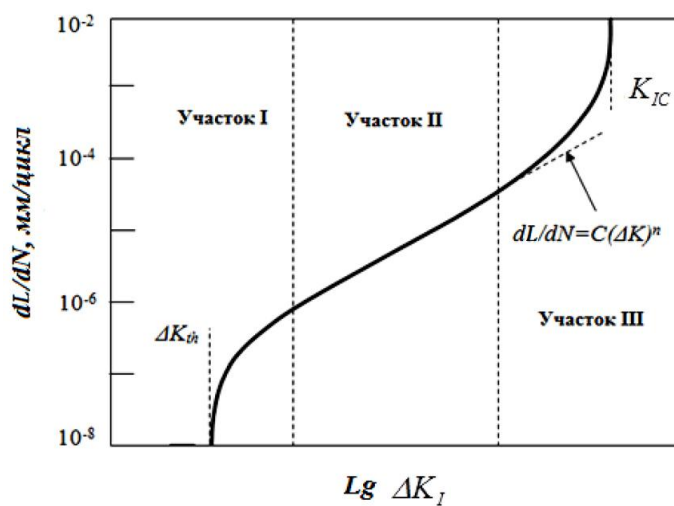


Рисунок 5.32 – Схема диаграммы $dL/dN - \Delta K_I$ [34]

Участок I диаграммы $dL/dN - \Delta K_I$ (рисунок 5.32) представляет собой раннее развитие усталостной трещины, для которого скорость роста измеряется величиной 10^{-9} м/цикл или ниже. Это значение называется пороговым коэффициентом интенсивности напряжений для усталостного роста трещины и обозначается K_{th} [45].

Участок II диаграммы $dL/dN - \Delta K_I$ (рисунок 5.32) стали называть формулой Пэриса [46] и она равна в двойных логарифмических координатах:

$$\frac{dL}{dN} = C(\Delta K_I)^n \quad (5.15)$$

где C и n – эмпирические коэффициенты, постоянные для материала.

Было также установлено, что построенная в логарифмических координатах зависимость $dL/dN - \Delta K_I$ состоит из нескольких прямолинейных участков с разным углом наклона (рисунок 5.32). Формула Пэриса описывает участок II, а участки I и III она не очень подходит.

Из рисунка 5.32 следует, что диаграмма разрушения представляет S-образную кривую, характерную для кривой из теории катастроф [47]. Чтобы описать S-образную кривую нужно рассмотреть три объекта: 1) цель функционирования; 2) две координаты процесса; 3) управляющие параметры. В нашем рассмотрении цель функционирования – разрушение сплава, а координатой процесса разрушения возьмем скорость движения трещины $L_{\mu m}$, обусловленной образованием N элементарных очагов разрушения, пропорциональное числу трещин. В качестве управляющих параметров мы возьмем плотность ρ и $E/F(I)$, где E – модуль Юнга и $F(I)$ – барьер Пайерлса-Набарро сплава. Для

одной координаты $L(N)$ и двух управляющих параметров в теории катастроф имеется только одна каноническая зависимость для записи зависимости функции цели [48]:

$$L(N) = 0.25N^4 - 0.5\rho N^2 - E / F(I) \cdot N. \tag{5.16}$$

Катастрофа, имеющая такую потенциальную функцию $L(N)$, называется катастрофой типа «сборки» Уитни [48]. Уравнение (5.16) задает статическую модель разрушения сплава. Для получения динамической модели будем считать трещину градиентной системой. Это означает, что потенциальная функция $L(N)$ стремится к экстремуму. Градиент функции $L(N)$ равен:

$$\frac{dL(N)}{dt} = \frac{\partial L(N)}{\partial N} = N^3 - \rho N - E / F(I) = 0. \tag{5.17}$$

В механике такое уравнение характерно для движения в среде вязкого трения (внутреннее трение в сплаве). В этом случае процесс перехода из одного состояния в другое получается плавным, похожим на S-образную кривую (рисунок 5.32). Расчет уравнения (5.17) по формуле Кардана дал для числа трещин в стали $N \approx 1.2 \cdot 10^7$ [49].

Самые поздние попытки получить уравнение скорости роста трещины, с помощью которого можно было бы описать все три участка диаграммы $dL/dN - \Delta K_I$, привели к довольно громоздким выражениям:

– модифицированное уравнение Формана – Митта [50] предложено в работе Сандара М. и Ричарда Х.А. [51]:

$$\frac{dL}{dt} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K_{eq} \right]^n \left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{eq}} \right)^p \left/ \left(1 - \frac{K_{max}}{K_c} \right)^q \right., \tag{5.18}$$

где C, n, p, q – эмпирические коэффициенты, которые определяются для различных металлов в результате проведения экспериментов; R – коэффициент асимметрии цикла нагружения; f – безразмерный коэффициент раскрытия трещины;

– обобщенная модель Формана Р.Дж. [50], Маймона Г. [52], Кассима С. [53], которая учитывает влияние среднего напряжения цикла, пороговое значение коэффициента интенсивности напряжений K_{th} , ускоренный рост при приближении K_I к K_{IC} , а также эффекты, связанные с развитием пластических деформаций таких, как закрытие трещины:

$$\frac{dL}{dt} = \frac{C(\Delta K_{eff})^m}{(1 - R_{eff})K_{IC} - \Delta K_{eff}} \tag{5.19}$$

где $-\Delta K_{eff} = K_{max,eff} - K_{min,eff}$; $K_{max,eff} = K_{max} - K_{red}$; $K_{min,eff} = K_{min} - K_{red}$; K_{red} – коэффициент интенсивности остаточных напряжений.

Таким образом, на основании проведённого анализа литературных источников можно сделать вывод о том, что наиболее приемлемым способом исследования роста усталостных трещин является независимый анализ различных стадий роста с учётом механизмов разрушения трещин.

В настоящее время в большинстве случаев рост трещин конкретной формы и размеров изучают с позиций механики разрушения. Применение классических формул для определения скорости роста усталостных трещин таких, как формула Пэриса, не позволяет учесть всего разнообразия и сложности нагружаемых тел, размеров и формы трещин.

5.4 Теория критических дистанций и толщина поверхностного слоя

Альтернативное определение прочности сформулировано в работе [15] и выглядит так: прочность – это свойство материала сопротивляться в процессе деформирования возникновению в нем трещин. Отсюда становится понятным, что деформирование материала без возникновения трещин – это один из видов течения (вязкое, пластическое и т.д.). В основе теории критических дистанций (ТКД) лежат методы прогнозирования прочности материалов [54]. Многими авторами были предприняты попытки связать напрямую линейный параметр с характерными размерами структуры материала, такими как межатомное расстояние или размер зерен (Н. Neuber [55], В.В. Новожилов [56], В.М. Корнев [57]). Дальнейшие исследования [58, 59] показали, что процесс разрушения обладает собственной «структурой».

На западе общепринятым является подход, предложенный D. Taylor и L. Susmel, объединяющий интегральные критерии разрушения в теорию критических дистанций (ТКД) [60-62]. Следуя [54] отразим наиболее характерные черты ТКД.

Метод точки – простейший метод ТКД. Критерий напряжений в точке можно сформулировать следующим образом: «наступлению предельного состояния (разрушению) соответствует ситуация, когда эффективное напряжение σ_{eff} в некоторой точке, удаленной от вершины трещины на расстояние $L/2$, равно предельному напряжению σ_0 ». Для одноосного растяжения метод точки можно записать в виде:

$$\sigma_{eff} = \sigma_y (r = L/2, \theta = 0) = \sigma_0, \quad (5.20)$$

где σ_y – нормальное напряжение, (r, θ) – полярные координаты.

Графическая иллюстрация метода представлена на рисунке 5.33,а. Основными параметрами ТКД являются критическая дистанция L и предельное напряжение σ_0 .

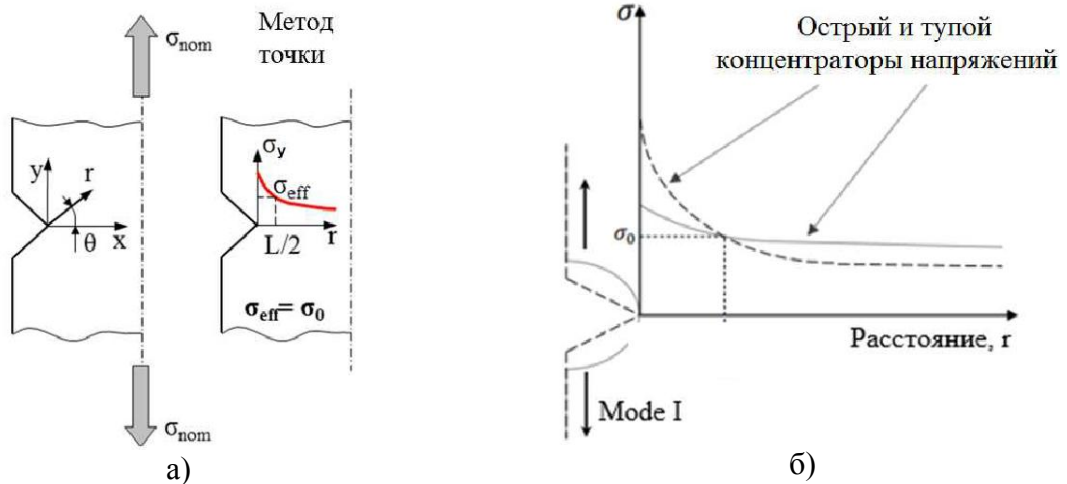


Рисунок 5.33 – Графическая иллюстрация метода точки; определение величины критической дистанции L и предельного напряжения σ_0 [54]

При оценке прочности для части материалов, таких как керамика или полимеры при низких температурах, σ_0 принимается равным временному сопротивлению разрушению σ_B . В то время как для других материалов предложена методика, позволяющая оценить σ_0 на основе сопоставления результатов тестирования двух серий образцов с различными концентраторами напряжений (рисунок 5.33,б).

Теоретическую связь между параметрами ТКД и традиционной линейно-упругой механикой разрушения можно показать на примере трещины ($\rho=0$ мм). В соответствии с положением линейной механики разрушения, хрупкое разрушение происходит, когда

коэффициент интенсивности напряжений K_I в вершине трещины равен или несколько превышает критическое значение K_{Ic} , характеризующее вязкость разрушения материала. Используя связь K_{Ic} с критическим напряжением σ_f и длиной трещины ℓ , можно вывести соотношение между K_{Ic} и параметрами ТКД:

$$\sigma_f = K_{Ic} / \sqrt{\pi \ell} . \quad (5.21)$$

Зависимость нормальных напряжений в окрестности вершины трещины аналитически можно записать:

$$\sigma(r) = \sigma \sqrt{\ell / 2r} . \quad (5.22)$$

Уравнение (5.22) справедливо в ограниченной области вблизи вершины трещины ($r \ll \ell$). Объединив (5.21) и (5.22) с критерием метода точки (5.20), получим формулу, связывающую L с прочностными свойствами K_{Ic} и σ_0 :

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_0} \right)^2 . \quad (5.23)$$

В методе линии эффективное напряжение оценивается как осредненное напряжение на некотором расстоянии d по опасному сечению. Критерий разрушения принимает вид:

$$\sigma_{\text{eff}} = \frac{1}{d} \int_0^d \sigma_y(r, \theta = 0) dr = \sigma_0 . \quad (5.24)$$

Используя связь с линейной механикой разрушения, можно оценить расстояние d , на котором необходимо провести осреднение. Рассматривая случай длинной трещины и используя (5.22), (5.24) приводится к (5.25):

$$d = \frac{2}{\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_0} \right)^2 = 2L . \quad (5.25)$$

Таким образом, метод линии можно записать в виде:

$$\frac{1}{2L} \int_0^{2L} \sigma_y(r, \theta = 0) dr = \sigma_0 \quad (5.26)$$

Графическая иллюстрация метода линии представлена на рисунке 5.34,а.

Метод площади заключается в осреднении максимальных главных напряжений на некоторой области в окрестности надреза:

$$\sigma_{\text{eff}} = \frac{2}{\pi L^2} \int_{-\pi/2}^{\pi/2} \int_0^L \sigma_I(\theta, r) r dr d\theta = \sigma_0 , \quad (5.27)$$

где σ_1 – максимальное главное напряжение.

На практике рекомендуется использовать полукруглую область, центрированную в точке максимального напряжения (рисунок 5.34,б).

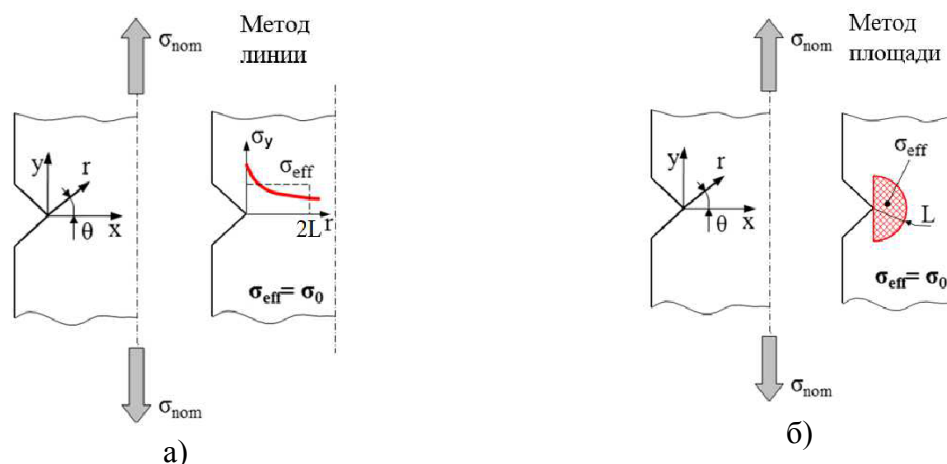


Рисунок 5.34 – Графическая иллюстрация метода линии (а) и метода площади (б) [54]

Таким образом, параметр размерности длины L используется для всех трех методов ТКД. Использованию ТКД для прогнозирования разрушения в металлах при одноосном нагружении посвящены работы [63, 64].

Выше было подчеркнуто, что процесс разрушения обладает собственной «структурой». Наряду с параметром L в ТКД нами введен в работах [65-67] линейный параметр $R(I)$ и $R(II)$, представляющий толщину поверхностного слоя твердого тела, включая металлы. Поверхностный слой $R(I)$ дается выражением [65]:

$$R(I) = 0.17 \cdot 10^{-9} \nu . \quad (5.28)$$

В уравнении 5.28 нужно знать один параметр – молярный объем элемента металла или соединения, который равен $\nu = M/\rho$ (M – молярная масса, ρ – ее плотность). Схема поверхностного слоя показана на рисунке 5.35,а, а его толщина $R(I)$ для металлов d – элементов представлена в таблице 5.1,а.

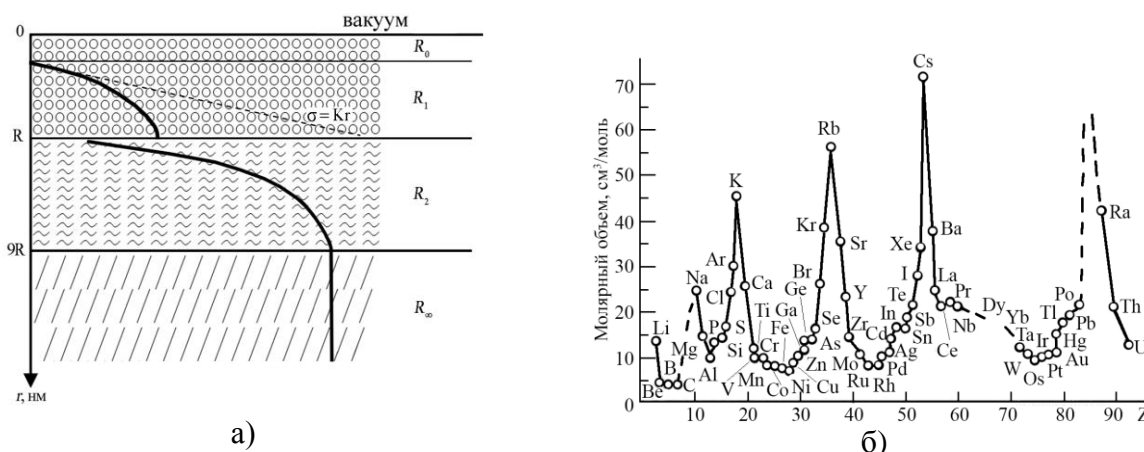


Рисунок 5.35 – Схематическое изображение поверхностного слоя (а), периодическое изменение атомного объема элементов (б)

Таблица 5.1 – Толщина поверхностного слоя $R(I)$ d -металлов Me

Me	$R(I)$, нм	Me	$R(I)$, нм	Me	$R(I)$, нм
------	-------------	------	-------------	------	-------------

Cr	1,2	Al	1,7	Co	1,1
Ni	1,1	Fe	1,2	Mo	1,6
Ti	1,8	Ta	1,8	V	1,4
Zr	2,4	Hf	2,3	W	1,6
Cu	1,2	Nb	1,9	-	-

Толщина слоя R_0 у металла имеет величину примерно от 0,01 нм и примерно до 0,1 нм. Слой этот характеризуется тем, что в нем происходят размерные эффекты на квантовом уровне, среди которых выделяются двумерные, одномерные и нульмерные структуры. К двумерным структурам относятся ультратонкие пленки, к одномерным структурам – квантовые нити и проволоки, к нульмерным структурам – квантовые точки и кристаллиты.

Слой $R(I)$ обнаруживает размерные эффекты II рода, которые принадлежат всем атомам металла. Здесь наблюдаются такие явления как релаксация и реконструкция атомов поверхности. Размерные эффекты II рода наблюдаются только в наночастицах и в наноструктурах.

Размер слоя $R(II)$ имеет протяженность порядка $9R$. Именно с этого размера фаза становится объемной и размерные эффекты в объемной фазе отсутствуют. В слое $R(II)$ наблюдаются размерные эффекты I рода, и они связаны с кинетическими процессами в оптике, магнетизме и других физических явлениях. Размерная зависимость наблюдается в длине пробега электронов, экситонов, фононов и т.д.

Обратимся теперь к уравнению 5.23 и вычислим параметр L для стали 40X, где содержание железа ~97 % (сравните с табл. 5.1). Для этой стали в работе [68] при $T=300$ К приведены величины: $K_{IC}=3837$ МПа мм^{1/2}, $\sigma_0=\sigma_B=564$ МПа и по формуле 5.23– $L=1.3 \cdot 10^{-5}$ м. В работах [69, 70] нами показано, что толщина поверхностного слоя $R(I)$ равна длине нанотрещины: $R(I)=L_{nm} \approx 10^{-9}$ М/ρ. Там же показано, что нанотрещина в металле существует доли секунд, затем превращается в мезотрещины размером $L_{\mu m}=10^2 L_{nm}$. Если приложить критическое напряжение $\sigma_B=564$ МПа, то возникнет магистральная трещина $L_C=10^4 L_{nm}$. Таким образом, для стали (железа) $L_C=L=1.3 \cdot 10^{-5}$ м= $10^4 L_{nm}=10^4 R(I) \approx 10^{-5}$ М/ρ, что почти совпадает с таблицей 1 $R(I)_{Fe}=1.2$ нм.

Уравнение 5.23 можно переписать в виде:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_0} \right)^2 = 10^4 R(I) = 0.17 \cdot 10^{-5} \text{ М/ρ.} \quad (5.29)$$

Уравнение 5.29 устанавливает связь между упругими характеристиками металла и параметрами его структуры. Поверхностный слой $R(I)$ играет большую роль в технологиях Стелс.

Чем лучше объект отражает радиоволны, тем на большем расстоянии его можно засечь. Это и есть радиолокационная заметность. Она характеризуется эффективной площадью рассеяния (ЭПР) – способностью объекта рассеивать электромагнитную волну. Так, например, ЭПР бомбардировщика В-52 – это 100 м², обычного истребителя – 3-12 м², а самолета-невидимки, выполненного по технологии «Стелс», всего 0.3-0.4 м². Технология «Стелс» основывается на двух приемах: во-первых, максимальном поглощении радиоизлучения поверхностью корпуса самолета, во-вторых, на отражении радиоволн в таком направлении, чтобы они уже не могли вернуться назад к радиолокационной станции (РЛС). Этот эффект достигается с помощью специального покрытия и специфической формы корпуса самолета: фюзеляж выполняется не округлой, а угловатой формы, с прямыми поверхностями и острыми углами. Больше всех страдает покрытие

(например, F-35B), которое также эксплуатируется в морских условиях – на универсальных десантных кораблях. Дополнительный разрушающий фактор для них – значительные вибрации, которые возникают при укороченном взлете. Это очень серьезная проблема. Если разрушилось покрытие крыла или фюзеляжа на неразъемных элементах конструкции, то его восстановление предполагается в заводских условиях. Что еще больше снижает готовность парка самолетов. А на концерне «Lockheed Martin» в штате Техас на один самолет покрытие наносится в течение трех дней.

Известно, что стелс-покрытие – это слои оксидов металлов толщиной 70-90 нм. В таблице 5.2 приведены примеры для стелс-покрытия. Из таблицы 5.2 видно, что слои оксидов металлов в виде минералов толщиной 70-90 нм наблюдаются довольно редко. Но их возможно синтезировать.

Таблица 5.2 – R(I) оксида металла и число монослоев n

Оксид металла	Молярная масса, г/моль	Плотность, г/см ³	R(I), нм/а, нм	n
SiO ₂	60,1	2,50	4,1/0,537	7
Sm ₂ O ₃	348,72	8,35	7,1/1,0915	6
La ₂ O ₃	325,81	6,51	8,4/1,14	7
NaCu ₄ (AsO ₄) ₃ брадачекит	686,0	4,74	24,6/1,205	20
K ₃ Cu ₃ AlO ₂ (SO ₄) ₄ алюмоключевскит	751,1	3,1	41,2/1,842	22
K ₄ Cu ₄ OCl ₁₀ пономаревит	781,10	2,78	47,8/1,473	32
NaCu ₅ O ₂ (SeO ₃) ₂ Cl ₃ хлороменит	1324,5	4,15	53,4	-
Ca ₁₂ Al ₁₄ O ₃₂ Cl ₂ хлормайенит	1440,0	2,85	86/1,197	72

5.5 Трещины в литых металлах и сплавах

Образование трещин [71] связано с возникновением напряжённого состояния в стенках отливок при недостаточной прочности металла. Если отливка имеет сопряжение разных по толщине стенок, то возникает опасность создания значительного напряжения, вызывающего в ряде случаев образование холодных трещин. При формировании средних и крупных толстостенных отливок в ряде случаев используются неподатливые стержни, которые могут способствовать возникновению значительных напряжений в момент усадки металла с образованием горячих трещин. Значительное количество горячих трещин возникает также при контакте с термическим узлом выступающей части стержня или формы.

Холодные трещины могут возникать во всех зонах сварного соединения и располагаться параллельно или перпендикулярно оси шва. Место образования и направления трещин зависят от химического состава шва и основного металла, соотношения компонентов сварочных напряжений и ряда других факторов. Наиболее часто продольные холодные трещины начинаются с возникновения их очагов на участке околошовной зоны, примыкающей к линии сплавления. Внутренние холодные трещины

выявляются двумя группами методов:

- неразрушающими – ультразвуковыми, радиационными, магнитными (для сталей);
- разрушающими – металлографическими и фрактографическими (на шлифах или изломах).

Холодные трещины служат очагом хрупкого, усталостного, коррозионного разрушения конструкции или детали в процессе их изготовления или эксплуатации. Степень отрицательного влияния зависит от величины и количества дефектов. Холодные трещины относятся к наиболее опасным дефектам и по всем действующим нормативно-технологическим документам являются недопустимыми. Дефект в виде трещин различного типа изображен на рисунках 5.36-5.38.

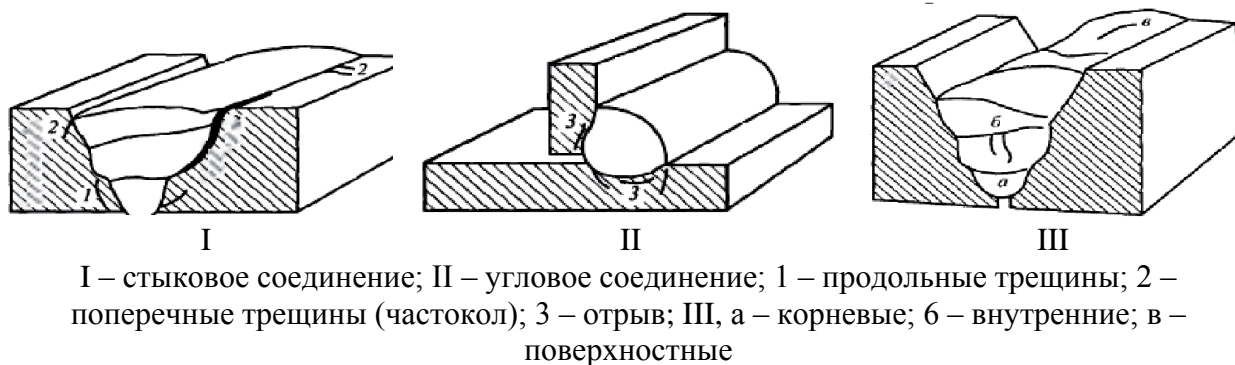
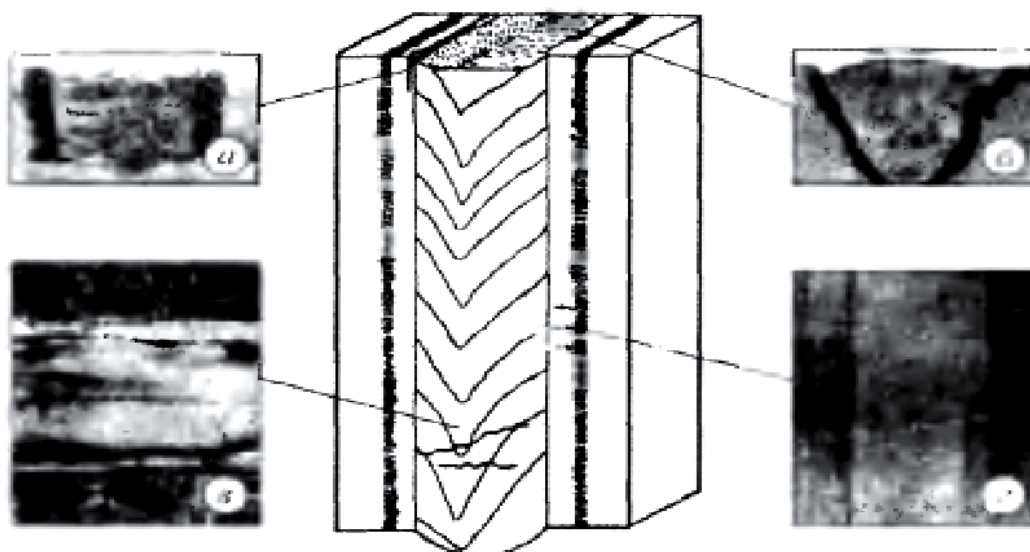
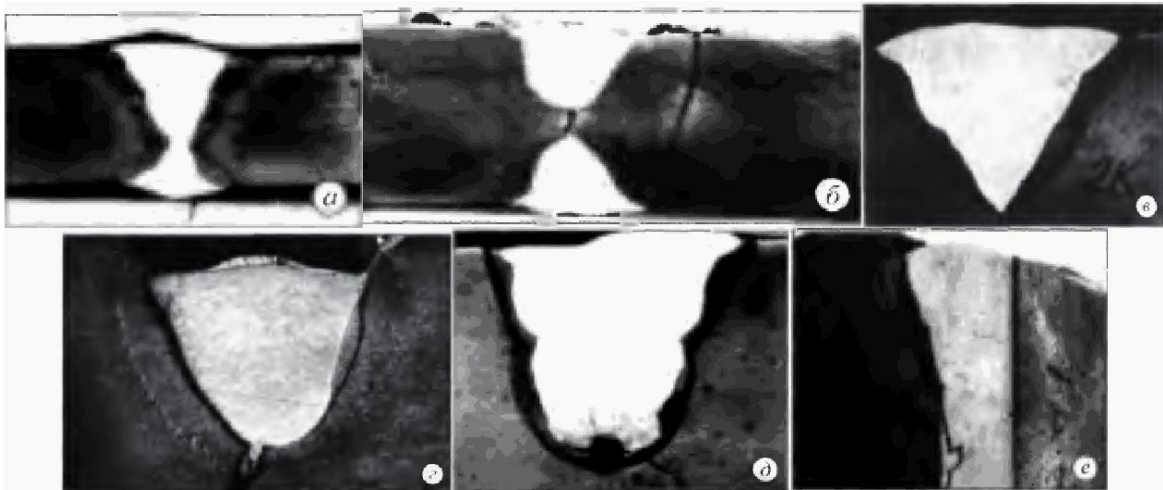


Рисунок 5.36 – Разновидность холодных трещин в зоне термического влияния (I-II); разновидность продольных холодных трещин в шве (III) [71]



а – продольные околошовные трещины – отколы; б – продольные трещины в зоне сплавления – отрывы; в – поперечные трещины в металле шва; г – поперечные трещины в металле шва

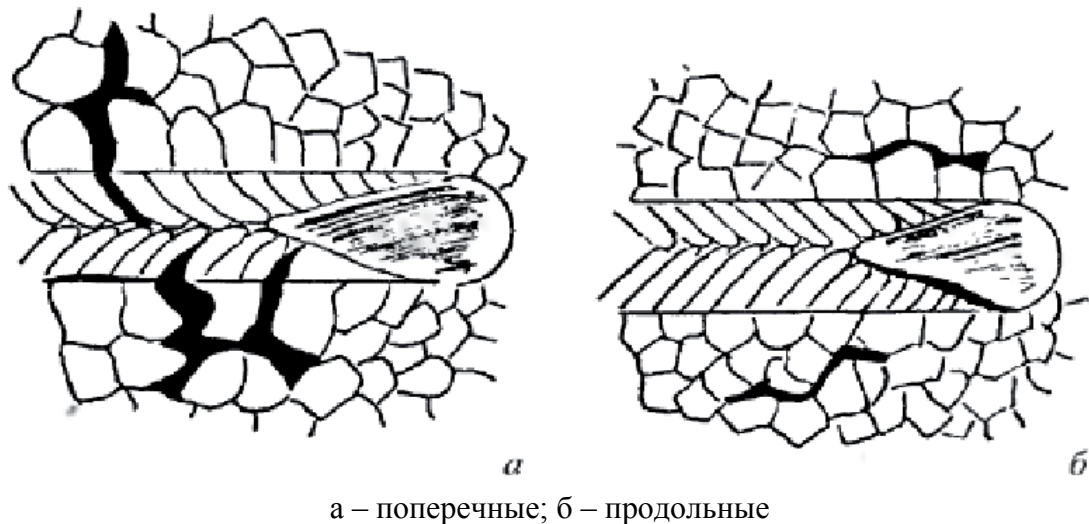
Рисунок 5.37 – Виды холодных трещин [71]



а, б – продольные, поверхностные, параллельные зоне сплавления, отколы; в – продольные, поверхностные и внутренние, идущие от зоны сплавления – отколы; г – продольные, внутренние корневые – отколы; д – продольные, внутренние подваликовые – отрывы; е – продольные, поверхностные и внутренние – отрывы

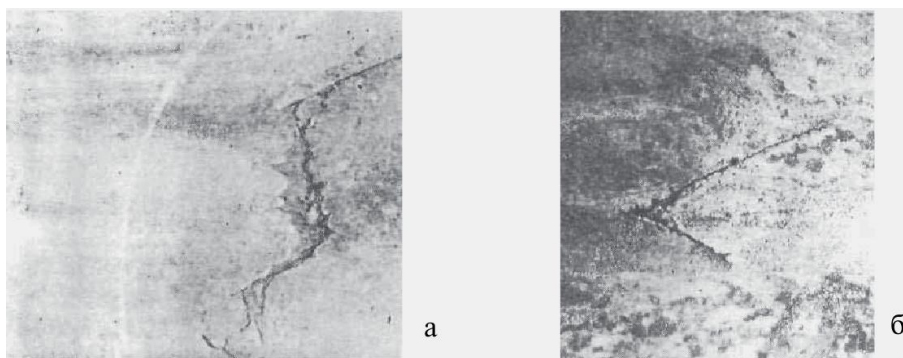
Рисунок 5.38 – Холодные трещины в зоне термического влияния (макроструктуры) [71]

Трещины горячие (кристаллизационные) – извилистый окисленный разрыв металла, более широкий у поверхности и сужающийся вглубь, образовавшийся в период кристаллизации металла вследствие растягивающихся напряжений, превышающих прочность наружных слоев слитка. Ширина раскрытых трещин на поверхности может достигать нескольких миллиметров, глубина – нескольких десятков миллиметров. Дефект изображён на рисунках 5.39-5.41.



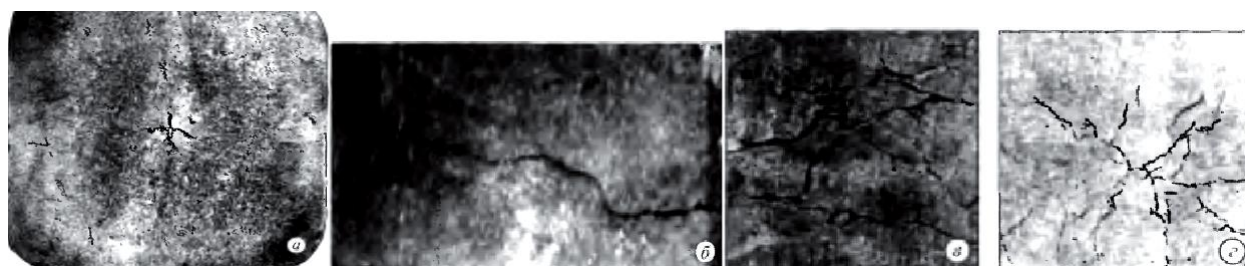
а – поперечные; б – продольные

Рисунок 5.39 – Схематическое изображение горячих трещин в зоне термического влияния [71]



а – поперечная трещина на блюме из стали 20; б – косая трещина на блюме из стали 20

Рисунок 5.40 – Внешний вид раскатанных горячих трещин на прутках деформированного металла [71]



а – внутренняя, осевая; б, в – поверхностные; г – поверхностные паукообразные (звездообразные).

Рисунок 5.41 – Горячие трещины в отливках (сталь) [71]

Причина появления горячих трещин в слитках – чаще всего температурные напряжения, возникающие при определенных условиях кристаллизации металла в изложнице. Образование трещин определяют многочисленные технологические факторы, одновременно вызывающие понижение механической прочности первичной корочки и увеличение разрывающих усилий в момент образования трещин.

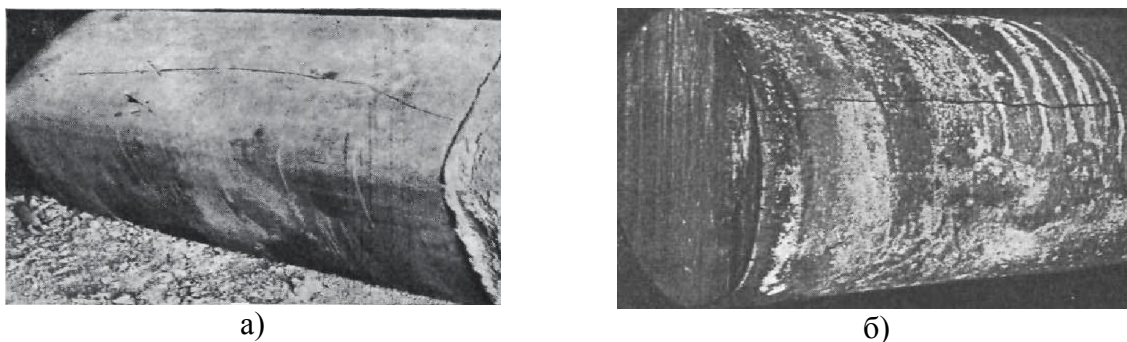
Для предупреждения и устранения дефектов следует своевременно ремонтировать изложницы, тщательно подгонять к ним прибыльные надставки, применять оптимальные режимы температуры и скорости разливки металла, проводить разливку под слоем жидкого шлака.

Трещина напряжения – направленный в глубь металла разрыв часто под прямым углом к поверхности, образовавшийся вследствие объемных изменений, связанных со структурными превращениями или с нагревом и охлаждением металла. Дефект изображён на рисунках 5.42-5.43.



а – единичная трещина; б – прерывистая продольная трещина

Рисунок 5.42 – Схемы трещин напряжения на прутках стали [71]



а) – слиток обычной разливки; б) – слиток электрошлакового переплава

Рисунок 5.43 – Трещины напряжения на слитках стали 37ХНЗА [71]

Трещины напряжения образуются в слитках и в деформированном металле при его переделах и имеют ряд разновидностей. Наиболее часто встречаются трещины, образовавшиеся при:

- охлаждении стали, в процессе которого произошло мартенситное превращение;
- вылеживании стали с мартенситной структурой;
- медленном нагреве наклепанных дисперсионно-твердеющих сплавов;
- нагреве или охлаждении высокохромистых сталей ферритного класса;
- при быстром нагреве сталей с высокой твердостью и малой пластичностью.

Образование трещин напряжения при мартенситном превращении зависит от состава стали и режимов охлаждения металла и практически не зависит от способа выплавки. Наиболее склонны к трещинам напряжения, возникающим при охлаждении после горячей деформации, стали мартенситного и мартенситоферритного классов. После ускоренного охлаждения (в воде, масле и других средах) появление трещин наблюдается и у сталей перлитного класса.

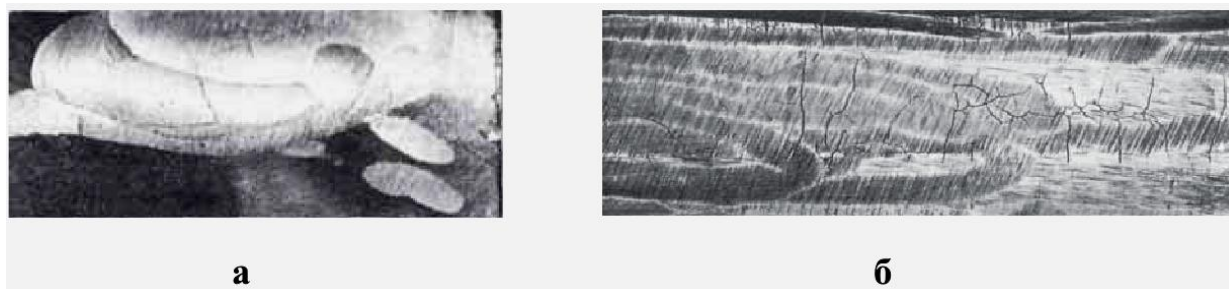
Скворечник – дефект в виде ромбического разрыва металла с широким раскрытием. Имеет сглаженные и окисленные стенки, выходящие на боковую поверхность проката и прессованных полуфабрикатов. На макрошлифах и в изломах скворечник имеет вид несплошности (свища) в металле. В месте дефекта наблюдается повышенное окисление, а в сталях – обезуглероживание поверхностного слоя металла. Дефект выявляется визуально. Дефект возникает вследствие раскрытия внутренних трещин (надрывов) в металле при его горячей деформации. Появлению скворечников способствует недостаточный нагрев слитков, снижающий пластичность центральных слоев металла при горячей деформации. Наиболее склонны к образованию скворечников высоколегированные стали и сплавы. Дефект резко снижает все механические свойства металла в направлении, перпендикулярном оси дефекта. Дефект изображен на рисунке 5.44.



а – на поверхности прутка, алюминиевый сплав, внешний вид; б, в – в продольном сечении проката, сталь, темплет; г – в виде треугольной воронки, прокат, сталь, излом

Рисунок 5.44 – Скворечники [71]

Трещина шлифовочная – сетка паутинообразных разрывов или отдельных произвольно направленных поверхностных разрывов, образовавшихся при шлифовке металла. Дефект изображён на рисунке 5.45.



а – на сдутке сплава ХН68ВКТЮ (ЭИ578); б – на горячекатаной заготовке

Рисунок 5.45 – Шлифовочные трещины [71]

5.6 Коррозионная трещина

Коррозия – это разрушение металлов или сплавов вследствие химического или электрохимического взаимодействия их с окружающей средой [72]. Проявления коррозионных явлений весьма многообразны.

А. По типу разрушений различают следующие виды коррозии:

а) сплошная или равномерная коррозия, которая захватывает всю поверхность металла и приводит к одинаковому утонению стенок труб, узлов и деталей. Суммарные коррозионные потери не должны превышать 1 мм за 100 тыс. ч эксплуатации (с наружной и внутренней сторон трубы).

б) местная или неравномерная коррозия. Местная коррозия характеризуется локальными поражениями, оставляющими незатронутой значительную или подавляющую часть поверхности. В зависимости от степени локализации различают (рисунок 5.46): коррозионные пятна; язвы, точки (питтинг); сквозную коррозию.

Чем больше степень локализации, тем опаснее коррозия, т.к. питтинг существенно уменьшает толщину стенки.

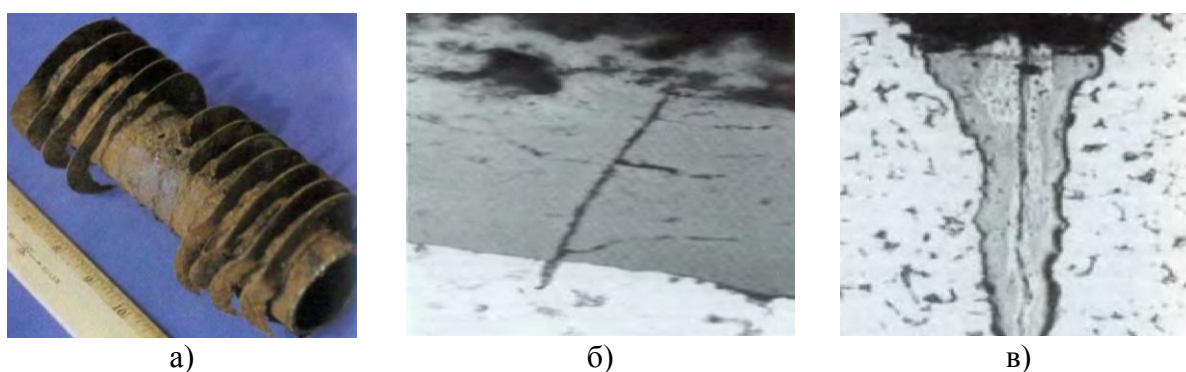


Рисунок 5.46 – Коррозия и сквозные отверстия на трубе (а); зарождающаяся коррозионно-усталостная трещина (б); сформированная коррозионно-усталостная трещина (увеличение в 200 раз) [72]

К наиболее опасным видам местной коррозии относят межкристаллитную коррозию (МКК) и транскристаллитную коррозию (ТКК). МКК продвигается в глубь металла по границам зерен, ТКК рассекает металл трещиной через зерно. Перечисленные виды коррозионных разрушений, такие как МКК и ТКК представляются весьма

опасными, т.к. их возникновение и развитие происходит скрытно с невозможностью диагностирования и прогнозирования момента внезапного разрушения металла конструкции.

в) избирательная коррозия.

Избирательная коррозия может наблюдаться по границам зерен. Избирательной коррозии подвержены латунные сплавы на основе меди и цинка. Избирательная коррозия проявляется в обесцинкивании латуни, в результате потери цинка латунь становится хрупкой и латунные трубы легко ломаются, а толщина латунных труб уменьшается за очень короткое время.

Б. По механизму разрушений

По механизму реакций коррозию делят на:

а) химическую — это разъедание металла, обусловленное протеканием химических реакций между металлом и средой;

б) электрохимическую.

В. По типу коррозионной среды выделяют:

а) газовую коррозию под действием горячих газов;

б) пароводяную – под действием высокоперегретого пара;

в) водородную – наблюдается в парогенераторах при наличии свободного водорода.

Г. По характеру дополнительных воздействий, которым металл подвергается одновременно с действием коррозионной среды, различают:

а) коррозионное растрескивание под напряжением (КРН) или коррозионную усталость. Такие виды повреждений возникают в зонах действия остаточных деформаций, растягивающих или изгибающих нагрузок, термических напряжений (рисунок 5.47).

б) коррозионная эрозия – определяется как разрушение металла в результате одновременного воздействия коррозионной среды и абразивных факторов;

в) кавитационная коррозия – возникает под воздействием микрогидравлических ударов при кавитационных режимах обтекания металла агрессивной средой (рисунок 5.48);

г) фреттинг-коррозия – возникает в местах контакта плотно сжатых деталей, если в результате вибраций между ними возникает смещение сдвига (рисунок 5.49).

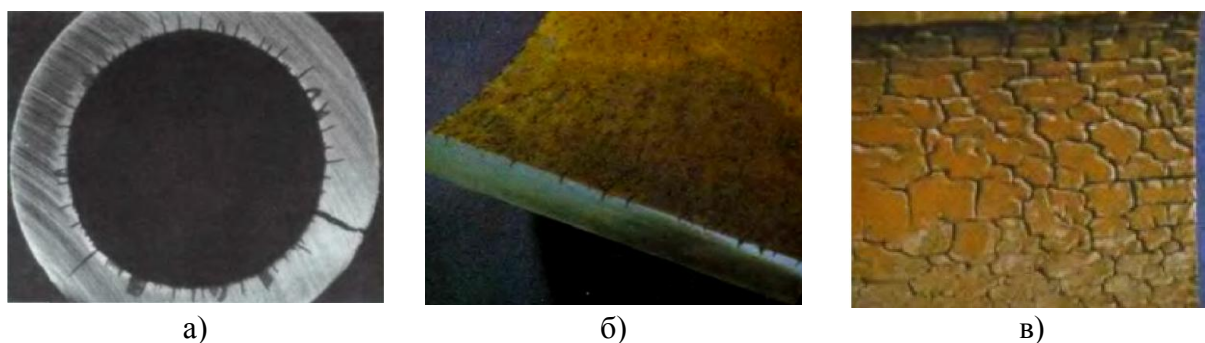


Рисунок 5.47 – Сеть продольных трещин, возникших в результате колебания внутреннего давления котла (а); поперечные трещины, начинающиеся на внутренней поверхности трубы пароперегревателя (б); трещины в результате термической усталости (высокотемпературное старение) на внутренней поверхности трубы (в) [72]

Можно выделить щелевую коррозию, протекающую в щелях и зазорах; контактную, обусловленную сочленением разнородных металлов.

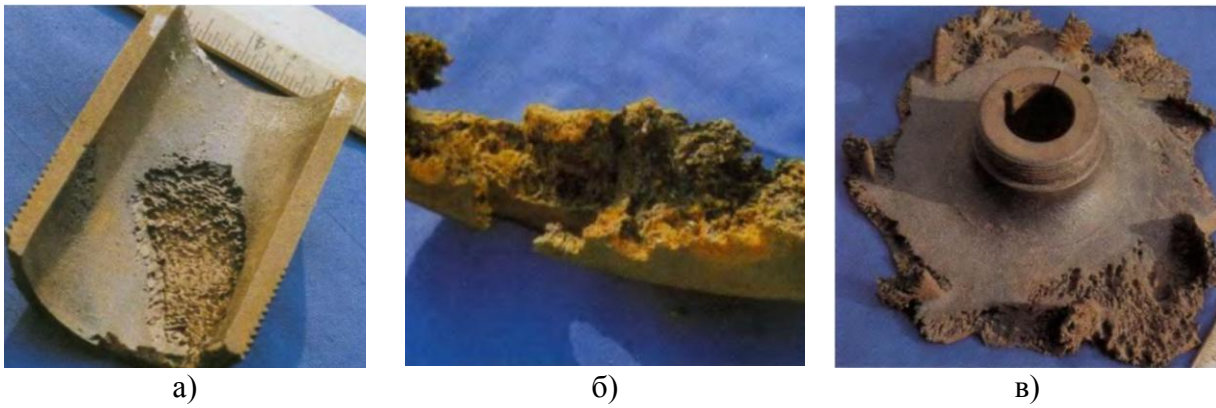


Рисунок 5.48 – Разрезанный в продольном направлении продувочный трубопровод с серьезным локализованным разрушением металла, вызванным кавитацией (а); деталь корпуса насоса, поврежденная кавитацией (б); крыльчатка насоса для питательной воды из серого чугуна, поврежденная кавитацией (в) [72]

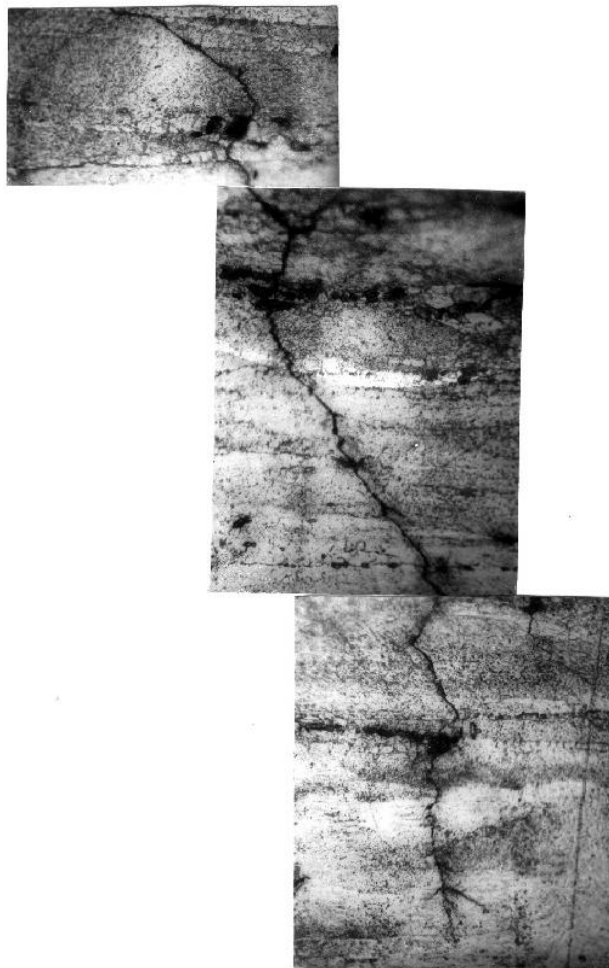


Рисунок 5.49 – Развитая микротрещина образца из алюминиевого сплава после различного числа циклов нагружения:
 $\zeta_a=248$ МПа; $N_p=4,27 \cdot 10^4$ циклов; $\times 450$ [72]

5.7 Трещины в деталях военной техники

Трещины в деталях военной техники приводят к нарушению боевых качеств

вооружений, и вынуждает проводить их ремонт [73-75]. Особую тревогу вызывают трещины в корпусах и ключевых узлах и агрегатов для ходовой части бронетранспортёров (БТР) и танков (рисунок 5.50). Для танков Т-34 трещины были замечены еще в 1941 году. Причины в основном объяснялись несоблюдением технологических процессов производства корпусов из броневой стали.

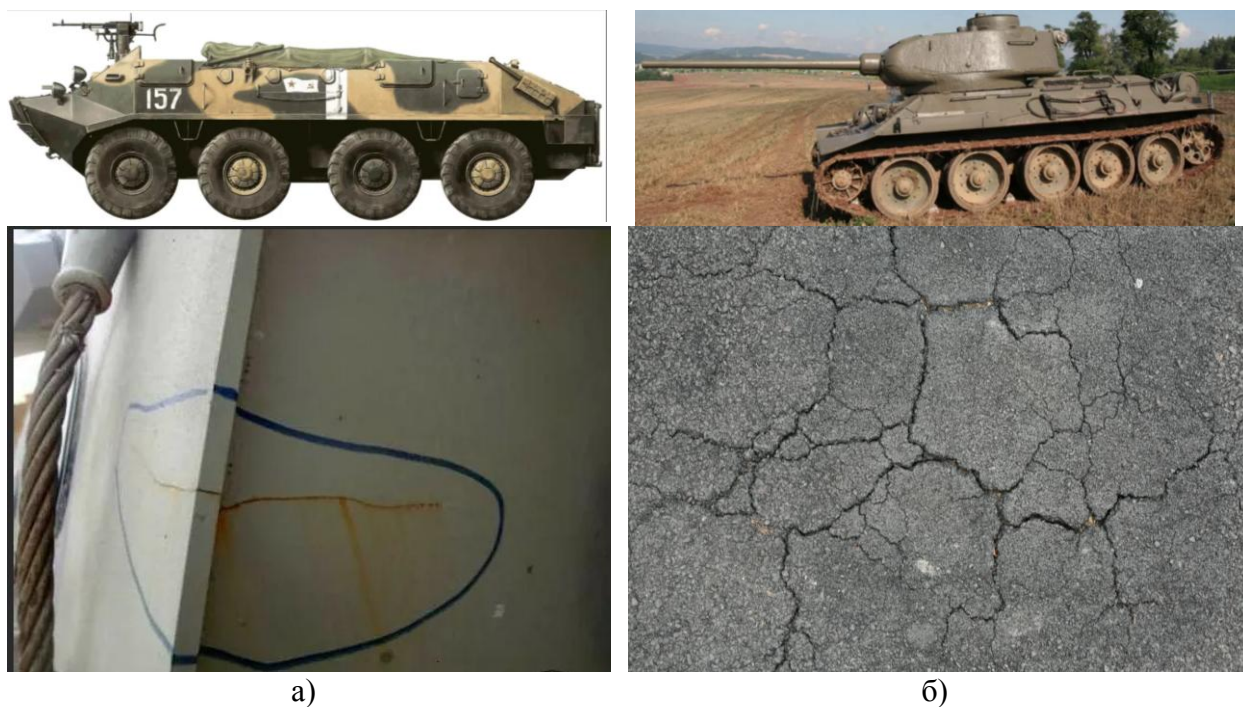


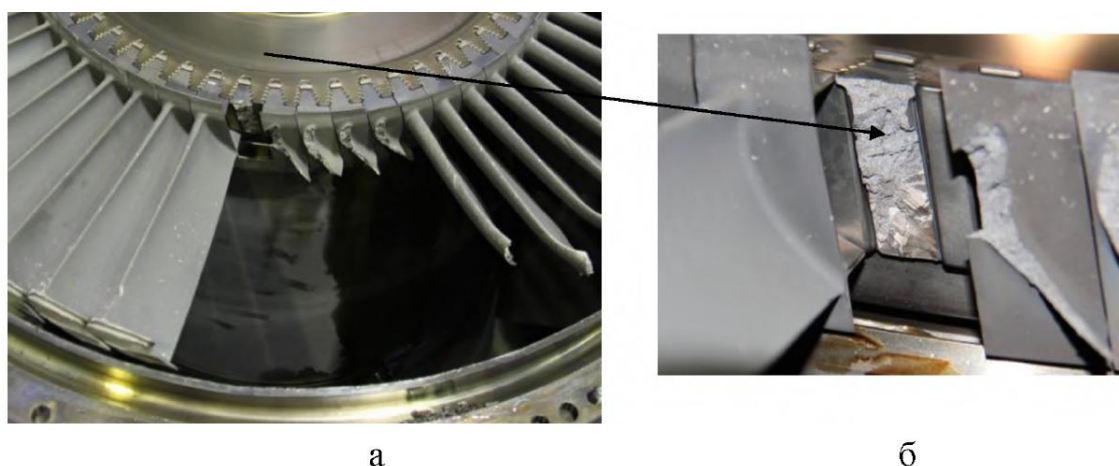
Рисунок 5.50 – БТР и трещина на корпусе (а);
танк с трещиной бронекорпуса (увеличение 400 раз) (б) [74]

На танках Т-34, Т-62 и прочих был установлен целый ряд заводских дефектов как-то: слабая подтяжка анкерных болтов, что способствовало большому выходу из строя прокладок головки блока, пробитие прокладок коллекторов, трещины картера двигателя, трещины картера коробки перемены передач. Твердая броня и трещины в ней заставили инженеров изменить не только технологию автоматической сварки, но и ручной подход. Большие сварочно-термические напряжения, в частности, испытывала верхняя лобовая деталь, когда на ней в процессе конвейерной сборки наваривали защиту пулемета ДТ, рымы, петлю водительского люка, защитную планку и другие мелочи. Вокруг защиты пулемета, которую очень тщательно обваривали, возникали нередко трещины длиной до 600 мм! Объемной была сварка в районе носовой части бортов, где они скреплялись мощными двухсторонними швами с лобовой верхней и нижней плитами, а также с кронштейнами ленивца. Часто зазор между деталями в данных частях не соответствовал нормативным и поэтому приходилось класть особенно массивный сварочный шов, оставляющий после себя серьезные внутренние напряжения. Требовалось уменьшить жесткость некоторых узлов и снизить общую долю сварки в соединениях. В частности, изменили способ соединения подкрылков с передней деталью крыши корпуса. С помощью специальной «буферной» планки из малоуглеродистой стали, которую предварительно приваривали к подкрылку, удалось снизить уровень итогового напряжения внутри шва и брони вокруг.

В процессе эксплуатации летательных аппаратов выявляются случаи обнаружения трещин в силовых шпангоутах и других элементах конструкций, имеющих достаточный запас ресурса. В работе [76] рассмотрена методика оценки повреждаемости и выполнен расчет повреждаемости силового шпангоута, расположенного в зоне опор крепления

подредукторной рамы вертолета Ми-8, с учетом режима полета вертолета. Были получены результаты: размах упругих деформаций $\Delta\epsilon=0,001$; число циклов до разрушения $N\approx 3^{18}$. Следовательно, число циклов до разрушения с появлением трещины уменьшилось примерно в 2839 раз, с учетом того, что при расчете не учтены воздействия других факторов.

Совместное действие термических напряжений и напряжений от центробежных сил может приводить к образованию трещин на пере лопатке ГТД, что особенно характерно для пустотелых лопаток с равноосной структурой. Помимо статических напряжений в лопатках ГТД развиваются вибрационные напряжения, под воздействием которых и происходит большинство поломок лопаток – усталостных разрушений [77]. На рисунке 5.51 показано характерное усталостное разрушение рабочей лопатки, изготовленной из никелевого жаропрочного сплава.



а – внешний вид ротора; б – вид усталостного излома лопатки

Рисунок 5.50 – Характерное усталостное разрушение рабочих лопаток в эксплуатации [77]

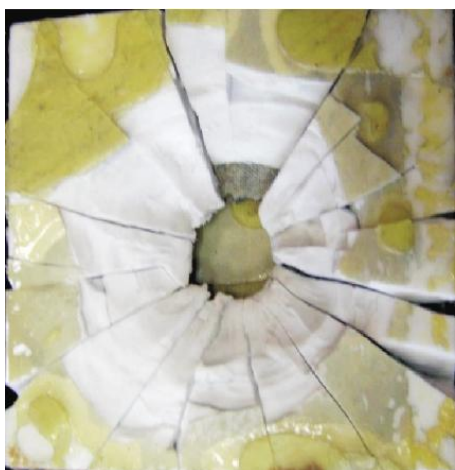
В работе [77] установлено, что основными причинами появления микротрещин, приводящих к усталостному разрушению лопаток ГТД в эксплуатации являются металлургические усадочные дефекты, возникающие на стадии затвердевания отливки и неудовлетворительное состояние материала лопаток по структуре и механическим свойствам.

Традиционно при разработке бронезащиты использовали специальные высокопрочные стали и сплавы. Они отличаются высокой твердостью и прочностью, относительно низкой стоимостью и при достаточной толщине способны эффективно противодействовать динамическому воздействию от различных поражающих факторов. К существенным недостаткам такой брони следует отнести высокую поверхностную плотность (масса бронезлемента, отнесенная к его площади поверхности). По сравнению с современной керамической броней при равной бронестойкости, масса металлической брони в 2-3 раза выше [78].

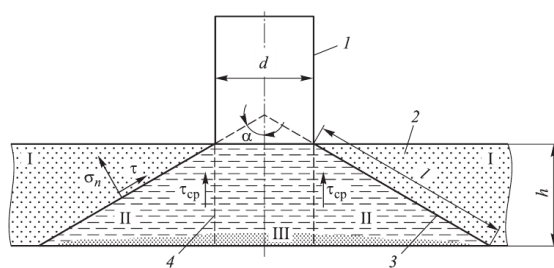
В работе [79] представлена модель пробивания керамической преграды с образованием расширяющейся конической пробоины. Показано удовлетворительное совпадение конфигурации образующихся конических трещин, полученной расчетным путем, с конфигурацией, наблюдаемой в экспериментах (рисунок 5.52).

Дефекты корпусных деталей в виде трещин в менее ответственных местах могут быть также устранены путем использования эпоксидных составов (рисунок 5.53,а). В корпусных чугунных деталях с трещинами длиной до 20 мм (рис. 5.53б) определяют границы трещины и электрической дрелью просверливают на концах трещин отверстия

диаметром 2,5...3,0 мм. Затем снимают фаску под углом 60...70° вдоль всей длины трещины и зачищают края фаски. Глубину фаски принимают в зависимости от толщины стенки детали. При толщине стенки 1,5...0,5 мм глубина фаски должна соответствовать 1 мм, при толщине стенки более 5 мм – 2...3 мм. Далее зачищают поверхность детали до металлического блеска на расстоянии 40...50 мм по обе стороны трещины и обдувают сжатым воздухом. Зачищенные поверхности крупногабаритных деталей дважды обезжиривают техническим ацетоном (ГОСТ 2768-69) и просушивают на воздухе 8... 10 мин. Эпоксидный состав приготавливают по рецепту. При наличии в чугунных корпусных деталях трещин длиной 20...150 мм подготовку поверхности детали, т. е. определение границы трещины, снятие фаски вдоль трещины, зачистку поверхности детали, обезжиривание очищенных поверхностей, а также приготовление эпоксидного состава производят аналогично подготовке детали с трещиной длиной до 20 мм.



а)



б)

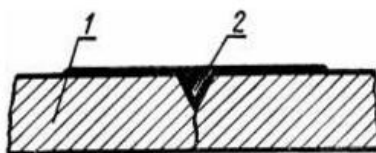
1 – ударник; 2 – керамическая преграда; 3 – коническая трещина отрыва; 4 – цилиндрическая трещина среза. I, III – области, в которых действуют растягивающие напряжения; II – область, в которой действуют сжимающие напряжения (б)

Рисунок 5.52 – Разрушение керамической пластины из Al_2O_3 при воздействии бронебойной пули Б-32 калибром 7,62 мм на двухслойную керамическую органопластиковую броню (показана тыльная поверхность пластины) (а); расположение конической и цилиндрической трещин при пробивании керамической преграды: [79]

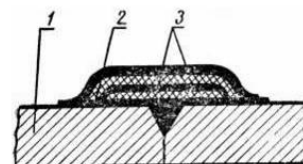
Кроме того, для устранения трещины изготавливают две накладки из стеклоткани, первая из которых должна быть больше длины трещины на 40...50 мм, вторая – на 60...80 мм.



а)



б)



в)

Рисунок 5.53 – Трещина в блоке цилиндра (а); нанесение эпоксидного состава на поверхность детали: 1 – деталь; 2 – эпоксидный состав (б); заделка трещин эпоксидным составом: 1 – деталь; 2 – эпоксидный состав; 3 – накладки [74]

Восстановление деталей заключается в приведении их геометрических и физических свойств к состоянию, соответствующему конструкторской документации.

При выполнении операций по восстановлению деталей требуется привлечение высококлассных специалистов для проведения таких работ, как токарная и фрезерная обработка, сварочные, гальванические работы и др.

Изготовлению новой детали предшествует изготовление заготовки с применением литейного или штамповочного оборудования. Далее производится весь цикл изготовления с проведением указанных выше работ. При этом затрачиваются большие материальные, людские и энергетические ресурсы. Более того, при изготовлении новой детали появляется большое количество отходов материалов, которые необходимо соответствующим образом перерабатывать или утилизировать.

5.8 Обнаружение трещины в деталях военной техники

В стадийности процесса накопления металлом в деталях военной техники ключевым моментом является образование в металле микротрещин, поскольку с этого момента остаточный ресурс детали будет определяться процессом развития микротрещин. Кроме того, возникновение микротрещин вызывает резкое снижение эксплуатационных характеристик металла.

Для обнаружения трещиноподобных дефектов неразрушающим способом известен ряд методов неразрушающего контроля.

Ультразвуковой (ГОСТ 23667-85). Настоящий стандарт распространяется на импульсные ультразвуковые дефектоскопы общего назначения, предназначенные для контроля продукции на наличие дефектов типа трещин готовых изделий и полуфабрикатов, для измерения глубины их залегания, измерения отношения амплитуд сигналов от дефектов и работающие в диапазоне частот от 0,2 до 30 МГц. В настоящее время действует ГОСТ Р 55809-2013. Типичные ультразвуковые дефектоскопы [80] показаны на рисунке 5.54.



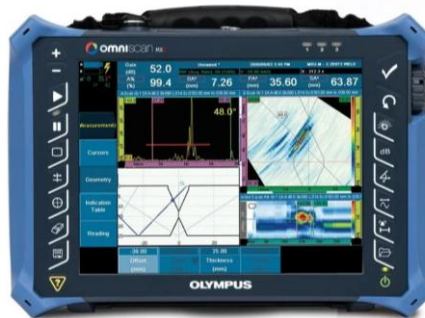
УЗ-дефектоскоп УД4-Т



УЗ-сканер УСД-60-8К



УЗ-дефектоскоп RSWA



УЗ-дефектоскоп OLYMPUS

Рисунок 5.54 – Современные УЗ-дефектоскопы [80]

Вихретоковый (ГОСТ 26697-85). Настоящий стандарт определяет общие принципы неразрушающего контроля изделий и материалов с помощью вихревых токов для обеспечения заданных и воспроизводимых параметров. В настоящее время действует ГОСТ Р ИСО 15549-2009.

Вихретоковый метод неразрушающего контроля имеет ряд преимуществ перед другими методами, которые позволяют повысить достоверность результатов и соответственно качество оценки состояния технических объектов. Вихретоковый контроль применим для решения всех трех основных задач неразрушающего контроля: может выявлять дефекты в виде трещин, определять толщину слоя с односторонним доступом к изделию, оценивать структурное состояние и механические свойства материалов [81]. Вихретоковые дефектоскопы показаны на рис. 5.55.



Вихретоковый дефектоскоп ВД-10А



Вихретоковый дефектоскоп Eddyfi Lyft

Рисунок 5.55 – Вихретоковые дефектоскопы [81]

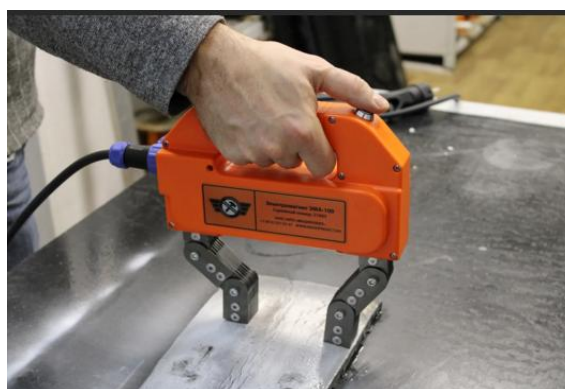
Магнитопорошковый (ГОСТ 21105-87). Настоящий стандарт распространяется на магнитопорошковый метод неразрушающего контроля полуфабрикатов, деталей, узлов, элементов конструкций, изделий и других объектов из ферромагнитных материалов соотнносительной магнитной проницаемостью не менее 40 – из сталей обыкновенного качества, углеродистых качественных, низколегированных и высоколегированных сталей в условиях производства, ремонта и эксплуатации. В настоящее время действует ГОСТ Р 56512-2015.

Магнитопорошковый метод предназначен для выявления поверхностных дефектов (трещин, закатов, волосовин, не проваров и т.д.) на деталях, изготовленных из

ферромагнитных материалов (сталей) [82]. Метод позволяет обнаруживать дефекты, имеющие раскрытие более 0,001 мм, глубину более 0,01 мм и длину более 1 мм без удаления тонких слоев (до 50 мкм) лакокрасочных и металлических покрытий, прост в освоении и обладает высокой производительностью [83]. Аппаратура метода хорошо приспособлена для работы в цеховых и полевых условиях (рисунок 5.55).



Магнитопорошковый дефектоскоп портативный МДМ-2



Электромагнит для магнитопорошковой дефектоскопии

Рисунок 5.55 – Магнитопорошковые дефектоскопы [83]

Акустико-эмиссионный (ГОСТ Р 52727-2007). Акустико-эмиссионная диагностика, при котором регистрируют переменное поле упругих напряжений от развивающихся дефектов (в том числе на уровне структуры). Изложены способы анализа акустико-эмиссионных сигналов на основе информативных параметров и потоковых характеристик, показана их связь с процессами деформирования объектов контроля [84]. Дефектоскопы акустико-эмиссионных сигналов показаны на рисунке 5.56.



Акустико-эмиссионный дефектоскоп ЮНИСКОП



Акустико-эмиссионный дефектоскоп АД-60

Рисунок 5.56 – Акустико-эмиссионный дефектоскоп [84]

Недостаток перечисленных выше методов неразрушающего контроля заключается в том, что их чувствительность позволяет обнаруживать микротрещины размером от ≈ 1 мм и более, что является уже относительно поздней стадией развития трещины.

Известны способы обнаружения микротрещин в металлах рентгеновскими и электронно-микроскопическими методами [85, 86]. Недостаток данных методов заключается в том, что они требуют сверхвысокого вакуума и сложного дорогостоящего оборудования, непригодного для измерений большого числа образцов, характерных для заводских условий.

Из всего многообразия Патентов, посвященных способам обнаружения

микротрещин, выделим только существенные.

Патент 1 Способ контроля трещинообразования в металлоконструкциях. Патент RU 2255327 C1, G01N 21/88. Оpubл. 27.06.2005 Бюл. № 18, [87].

Способ диагностики трещинообразования в металлоконструкциях, заключающийся в том, что определяют наиболее вероятные места разрушения металлоконструкции, подготавливают контрольные площадки в наиболее вероятных местах ее разрушения и исследуют поверхности контрольных площадок, отличающийся тем, что учитывают предполагаемые максимальные линейные размеры зоны упругопластического деформирования и подвергают зачистке поверхность контрольных площадок до шероховатости $0,32 \text{ мкм} \geq Ra > 0,16 \text{ мкм}$, при этом линейные размеры каждой из контрольных площадок должны быть не менее максимальных линейных размеров зоны упругопластического деформирования, а поверхность испытываемых образцов зачищают в районе концентратора напряжений, измерения проводят в плоскости действия растягивающей силы, с помощью оптических датчиков осуществляют регистрацию и количественную оценку изменений линейных размеров зоны упругопластического деформирования, при этом считают, что изменение указанных размеров под действием нагружения в процессе эксплуатации металлоконструкции служит мерой степени усталостного повреждения узла исследуемой металлоконструкции, а при достижении зоной максимальных размеров происходит образование макротрещины.

Патент 2 Способ обнаружения в металле микротрещин. Патент RU 2498263 C1, G01N 3/32, Оpubл. 10.11.2013 Бюл. № 31, [88].

Способ обнаружения в металле микротрещин, включающий воздействие на участок конструкции индентором с заданными нагрузкой и шагами определение микротвердости металла, отличающийся тем, что сначала на подготовленную поверхность образца из металла, аналогичного металлу исследуемой конструкции, по крайней мере, в трех различных зонах воздействуют индентором в форме пирамиды, осуществляя в каждой серии не менее 50 вдавливающих с величиной нагрузки, при которой отпечаток индентора по размерам не превосходит размеры зерна металла, и с шагом перемещения индентора, обеспечивающим исключение воздействия деформационных полей предыдущего вдавливания на последующее, определяют распределение значений микротвердости, из которого определяют минимальное значение микротвердости, которое принимается как базовое минимальное значение для данного металла, затем аналогично выполняют замеры микротвердости на рассматриваемом участке исследуемой конструкции из того же металла, по результатам измерений определяют распределение значений микротвердости, которое сравнивают с полученным базовым минимальным значением микротвердости, при этом более низкие значения микротвердости в металле исследуемой конструкции по сравнению с базовым минимальным значением микротвердости свидетельствуют о наличии микротрещин на участке исследуемой конструкции.

Патент 3 Способ выявления микротрещин, обусловленных наличием водорода в стали. Патент RU 2545464 C1, G01N 19/08. Оpubл. 27.03.2015 Бюл. № 9, [89].

Способ выявления микротрещин в виде флокенов в стали, включающий изготовление ударных образцов с надрезом, закалку образцов на мартенсит, их разрушение и выявление на изломе методами световой и/или сканирующей микроскопии мартенситного микрорельефа, свидетельствующего о наличии внутренних трещин, обусловленных водородной хрупкостью.

Известен способ обнаружения усталостных микротрещин, который заключается в нанесении на конструкцию металлической пленки (например, алюминиевой). По образованию локальных темных зон на поверхности пленки (или по нарушению сплошности пленки) после нагружения фиксируют появление в исследуемом металле микротрещин (RU 2390753 C1, G01N 3/32, 27.05.2010). Недостатками данного метода

являются необходимость наличия пленки на конструкции в течение всего срока ее эксплуатации, а также необходимость применения специального увеличительного оборудования для идентификации полученных результатов.

Известен способ определения циклической прочности металла конструкций, который заключается в циклическом нагружении локальной области металла с помощью индентора и одновременном намагничивании и измерении намагниченности в зоне воздействия индентора (RU 2122721 C1, G01N 3/32, 27.11.1998). В процессе испытания регистрируют зависимость «усилие вдавливания – намагниченность», по изменению которой оценивают степень повреждения металла. Недостатком данного способа является то, что величина намагниченности металла является индикатором, реагирующим на накопление металлом поврежденности, и не может зафиксировать момент образования в металле микротрещин.

Рекомендуемая литература

- 1 Герасимова Н.С. Кристаллические решетки и их дефекты. – Калуга: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2016. – 72 с.
- 2 Пустовойт В.Н., Долгачев Ю.В., Иванков И.В., Филоненко И.О. Кристаллография и дефекты кристаллического строения. – Ростов-на-Дону, Управление цифровых образовательных технологий, 2020. – 83 с.
- 3 Dobmann G., Cioclov D.D., Kurz J.H. NDT and fracture-mechanics - how can we improve the failure assessment by NDT? – Where we are - where we go? // *Insight.*, 2011. – V. 53, № 12. – P. 668-672.
- 4 Шашкова Л.В. Фрактально-синергетические аспекты локальной микроповреждаемости и разрушения диффузионно-активированной водородом стали. – Диссертация доктора физ.-мат. наук, Москва, 2014. – 336 с.
- 5 Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. – М.: Metallurgia, 1984. – 280 с.
- 6 Маневич Л.И. Солитоны в физике полимеров // *Высокомолекулярные соединения*, 2001. – том. 43, №12. – С. 2215-2288.
- 7 Френкель Ю.И., Конторова Т. О теории пластических деформаций и двойникования // *ЖЭТФ*, 1938. – Т. 8. – С. 1340-1352.
- 8 Кравчук А.С. О некоторых моделях нанотрибологии // *Вычислительная механика сплошных сред*, 2008. – Т.1, № 4. – С. 55-60.
- 9 Завойчинская Э.Б. Процесс микроразрушения металлов при сложном напряженном состоянии // *Механика машин, механизмов и материалов*, 2011, № 3 (16). – С. 34-37.
- 10 Терентьев В.Ф., Колмаков А.Г., Курганова Ю.А. Теория и практика повышения надежности и работоспособности конструкционных металлических материалов. – Ульяновск: УлГТУ, 2010. – 268 с.
- 11 Владимиров В.И., Ханнанов Ш.Г. Актуальные задачи теории зарождения дислокационных трещин. // *ФММ*, 1970, Т.30, N 3. – С. 490-510.
- 12 Орлов А.Н., Владимиров В.И. Энергия активации зарождения микротрещин в голове скопления дислокаций // *ФТТ*, 1969, Т.11, № 2. – С. 370-378.
- 13 Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. – М.: Наука, 1974. – 560 с.
- 14 Дроздов А.Ю. Моделирование динамики развития нанодефектов в металлах при ионной имплантации и деформации. – Диссертация кандидата физ.-мат. наук, Ижевск, 2007. – 160 с.
- 15 Литвинский Г.Г. Аналитическая теория прочности горных пород и массивов. - Донецк: Норд-Пресс, 2008. – 207 с.
- 16 Журков С.Н., Аббасов С.А. Температурная и временная прочность полимерных волокон // *Высокомолекулярные соединения*, 1961, Т.3, №3. – С. 441-449.
- 17 Новиков И.И., Ермишкин В.А. Микромеханизмы разрушения металлов. – М.: Наука, 1991. – 368 с.
- 18 Кирсанов В.В., Орлов А.Н. Моделирование на ЭВМ атомных конфигураций дефектов в металлах // *УФН*, 1984, Т.142, Вып.2. – С. 219-264.
- 19 Мокряков В.В. Метод мультипольных разложений в задачах теории упругости для плоскости с круговыми отверстиями. – Диссертация кандидата физ.-мат. наук, Москва, 2008. – 136 с.
- 20 Левянт В.Б., Петров И.Б., Голубев В.И., Муратов М.В. Численное 3d-моделирование объемного волнового отклика от систем вертикальных макротрещин // *Технологии сейсморазведки*, 2014. – № 2. – С. 5-23.
- 21 Тихомиров В.В. Взаимодействие макротрещины с дугообразными

- микротрещинами в условиях антиплоского сдвига // Научно-тех. ведомости СПбГПУ. Физ.-мат. науки, 2013. – № 2(170). – С. 47-56.
- 22 Дамаскинская Е.Е., Гиляров В.Л., Пантелеев И.А., Гафурова Д.Р., Фролов Д.И. Статистические закономерности формирования магистральной трещины в структурно-неоднородном материале при различных условиях деформирования // ФТТ, 2018. – том 60, вып. 9. – С. 1775-1780.
- 23 Griffith A.A. The theory of rupture // In Proc. Ist. Congr. Appl. Mech.-Delft., 1924. – P. 55-63.
- 24 Гурни К. Источник снижения прочности стекла. – Сборник: Механические свойства новых материалов. – М.: Мир, 1966. – С. 46-62.
- 25 Гарбер Р.И. и Гиндин И.А. Физика прочности кристаллических тел // УФН, 1960. – Том. LXX, вып. 1. – С. 57-110.
- 26 Stroh A.N. The formation of cracks as a result of plastic flow // Proc. Roy. Soc. London. A, 1954, V. 223, N 1154. – P. 404-414.
- 27 Stroh A.N. The cleavage of metal single crystals // Phil. mag., 1958, V.3, N 30. – P. 597-606.
- 28 Алтынбаев Р.Г., Ханнанов Ш.Г. Развитие дислокационной микротрещины в голове плоского скопления краевых дислокаций // ФММ, 1973. – Т.36, № 3. – С. 1323-1326.
- 29 Матвиенко Ю. Г. Модели и критерии механики разрушения. – М.: Физматлит, 2006. – 328 с.
- 30 Иванова В.С. Разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1979. – 167 с.
- 31 Макклиток Ф., Аргон А. Деформация и разрушение материалов. – М.: Мир, 1970. – 443 с.
- 32 Вансович К.А. Упругопластическая модель роста усталостных поверхностных трещин при двухосном нагружении. – Диссертация доктора технических наук, Омск, 2018. – 287 с.
- 33 Броек Д. Основы механики разрушения. – М.: Высшая школа, 1980. – 368 с.
- 34 Горохов В.А. Численное моделирование процессов упруговязкопластического деформирования и разрушения элементов конструкций при квазистатических термосиловых, циклических и терморadiационных воздействиях. – Диссертация доктора физико-математических наук, Нижний Новгород, 2018. – 240 с.
- 35 Coffin L.F.Jr. A study of cyclic thermal stresses in a ductile metal // Transactions ASME, 1954. – Vol. 76. – P. 931-934.
- 36 Manson S.S. Behavior of materials under conditions of thermal stress // NACA Technical Note 2933, 1954. – P. 9-25.
- 37 Irwin G.R. Analysis of stresses and strain near the end of a crack traversing a plate // Journ. Appl., 1957. – Vol. 24. – P. 361-369.
- 38 Westergaard H.M. Bearing pressures and cracks // J. Appl. Mech., 1939. – Vol. 61. – P. 49-53.
- 39 Мураками Ю. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений: в 2-х томах. – М.: Мир, 1990. – Т.1. – 448 с. – Т.2. – 566 с.
- 40 Матвиенко Ю.Г., Морозов Е.М. Расчет на прочность по критериям механики разрушения // Проблемы прочности, 1987. – № 4. – С. 3-7.
- 41 Морозов Е.М. Концепция предела трещиностойкости // Заводская лаборатория, 1997. – № 2. – С. 42-46.
- 42 Wells A.A. Unstable crack propagation in metals: cleavage and fast fracture // Proceedings of the crack propagation symposium, 1961. – Vol. 1. – P. 210-230.
- 43 Cottrell A.H. Theoretical aspects of radiation damage and brittle fracture in steel pressure vessels // Iron. Steel Inst. Spec. Rep., 1961. – № 69. – P. 281-290.
- 44 Баренблатт Г.И. Математическая теория равновесных трещин, образующихся при хрупком разрушении // Прикл. механ. и техн. физ., 1961. – № 4. – С. 3-56.

- 45 Beden S.M., Abdullah S. Review of Fatigue Crack Propagation Models for Metallic // Ariffin Components European Journal of Scientific Research ISSN 1450-216X, 2009. – Vol. 28, № 3. – P. 364-397.
- 46 Paris P.C., Erdogan F. Critical Analysis of Crack Propagation Laws // Journal of Basic Engineering; Transaction, American Society of Mechanical Engineers, Series D, 1963. – Vol. 85. – P. 528-534.
- 47 Imry J. Introduction to Mesoscopic Physics. Oxford University Press, 1997. – 234 p.
- 48 Poston T., Stewart I. Catastrophe Theory and Its Applications. Dover Publications, Incorporated, 2013. – 512 p.
- 49 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Гученко С.А., Грузин В.В. Микротрещины в высокоэнтропийных сплавах CrNiTiZrCu // Deutsche internationale Zeitschrift, 2023. – №52. – P. 83-89.
- 50 Forman R.G., Mettu S.R. Behavior of surface and corner cracks subjected to tensile and bending loads in Ti-6Al-4V alloy – Texas: National Aeronautics and Space Administration, 1990. – 59 p.
- 51 Sander M., Richard H.A. Fatigue crack growth under variable amplitude loading Part I: experimental investigations // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 2006. – Vol. 29. – P. 291-301.
- 52 Maymon G. Probabilistic crack growth behavior of aluminum 2024-T351 alloy using the ‘unified’ approach // International Journal of Fatigue, 2005. – Vol. 27. – P. 828-834.
- 53 Kassim S., Rubaie A., Emerson K.L. et al. Statically modeling of fatigue crack growth rate in ore-strained 7475-T7351 aluminium alloys // Materials Science and Engineering, 2008. – Vol. A486. – P. 585-595.
- 54 Ведерникова А.И. Расчетно-экспериментальный метод применения теории критических дистанций для оценки динамической прочности металлов. – Диссер. кандидата физ.-мат. наук, Пермь, 2020. – 150 с.
- 55 Neuber H. Theory of notch stresses: principles for exact stress calculation. - Berlin: Julius Verlag, 1937. – 181 p.
- 56 Новожилов В.В. К основам теории равновесных трещин // Прикладная математика и механика, 1969. – Т. 33, В. 5. – С. 797-812.
- 57 Корнев В.М. Распределение напряжений и раскрытие трещин в зоне предразрушения (подход Нейбера-Новожилова) // Физ.мезомеханика, 2004. – Т.7, №3. – С. 53-62.
- 58 Yosibash Z., Bussiba A., Gilad I. Failure criteria for brittle elastic materials // International Journal of Fracture, 2004. –V.125, № 3-4. – P.307-333.
- 59 Severyn A. Brittle fracture criterion for structures with sharp notches // Engineering Fracture Mechanics, 1994, V.47, N.5. – P. 673-681.
- 60 Taylor D. The Theory of Critical Distances: A New Perspective in Fracture Mechanics. - Oxford: Elsevier Science, 2007. – 306 p.
- 61 Susmel L., Taylor D. On the use of the Theory of Critical Distances to predict static failures in ductile metallic materials containing different geometrical features // Engineering Fracture Mechanics, 2008. – V.75, N.15. – P. 4410-4421.
- 62 Susmel L., Taylor D. The theory of critical distances to predict static strength of notched brittle components subjected to mixed-mode loading // Engineering Fracture Mechanics, 2008, V.75, N.3-4. - P. 534-550.
- 63 Susmel L., Taylor D. The Theory of Critical Distances as an alternative experimental strategy for the determination of K_{Ic} and ΔK_{th} // Engineering Fracture Mechanics, 2010. – V. 77, N. 9. – P. 1492-1501.
- 64 Cicero S., Madrazo V., Garcia T., Cuervo J., Ruiz E. On the notch effect in load bearing capacity, apparent fracture toughness and fracture mechanisms of polymer PMMA, aluminium alloy Al7075-T651 and structural steels S275JR and S355J2 // Engineering Failure Analysis, 2013. – V. 29. – P.108-121.
- 65 Юров В.М., Гученко С.А., Лауринас В.Ч. Толщина поверхностного слоя, поверхностная энергия и атомный объем элемента // Физико-химические аспекты изучения

кластеров, наноструктур и наноматериалов. 2018. – Вып. 10. – С. 691-699.

66 Юров В.М. Толщина поверхностного слоя атомарно-гладких кристаллов // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов, 2019, вып. 11. – С. 389-397.

67 Berdibekov A.T., Yurov V.M., Dolya A.V., Guchenko S.A., Gruzin V.V. Internal friction in high-entropy alloys CrNiTiZrCu // The scientific heritage (Budapest, Hungary), 2023. – No 109 (109). – P. 43-49.

68 Чувильдеев В.Н., Вирясова Н.Н. Модель температурно-скоростной зависимости вязкости разрушения металлов // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского, 2012. – № 5 (1). – С. 140-146.

69 Юров В.М., Гончаренко В.И., Олешко В.С. Исследование первичных нанотрещин атомарно-гладких металлов // Письма в ЖТФ, 2023, том 49, вып. 8. С. 35-38.

70 Berdibekov A.T., Yurov V.M., Dolya A.V., Guchenko S.A., Gruzin V.V. Microcracks in high-entropy CrNiTiZrCu alloys // Deutsche internationale Zeitschrift, 2023, №52. – P. 83-89.

71 Калиниченко Н.П., Васильева М.А., Радостев А.Ю. Атлас дефектов сварных соединений и основного металла. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2011. – 71 с.

72 Пачурин Г.В. Коррозионная долговечность изделий из деформационно-упрочненных металлов и сплавов. – Нижний Новгород: НГТУ, 2014. – 161 с.

73 Колганов И.М., Дубровский П.В., Архипов А.Н. Технологичность авиационных конструкций, пути повышения. – Ульяновск: УЛГТУ, 2003. – 148 с.

74 Писковой И.Е. Краткий курс по ремонту автомобильной техники. – Пенза: Изд-во Пенз. гос. ун-та, 2007. – 106 с.

75 Стефанович В.Р., Безлюдько А.В., Янковский И.Н., Гаман М.И. Восстановление вооружений. – Минск: БНТУ, Ч. 1. – 2013. – 169 с.

76 Латыпова Л.А., Зырянов А.В. Анализ повреждаемости шпангоута вертолета при эксплуатации // Вестник УГАТУ, 2017. – Т. 21, № 1(75). – С. 105-109.

77 Голубенцев А.В. Повышение усталостных характеристик рабочих лопаток ГТУ на основе совершенствования технологии литья и термической обработки. – Диссертация кандидата технических наук, Рыбинск, 2016. – 178 с.

78 Житнюк С.В. Керамика на основе карбида кремния, модифицированная добавками эвтектического состава. – Диссертация кандидата технических наук, Москва, 2014. – 174 с.

79 Кобылкин И.Ф., Горбатенко А.А. Феноменологическая модель пробивания керамических преград // Вестник МГТУ им. Н.Э.Баумана. Сер. Машиностроение, 2016, № 6. – С. 62-73.

80 Зацепин А.Ф., Бирюков Д.Ю. Современные компьютерные дефектоскопы для ультразвуковых исследований и неразрушающего контроля. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2016. – 120 с.

81 Бобров А.Л., Власов К.В., Бехер С.А. Основы вихретокового неразрушающего контроля. – Новосибирск: Изд-во СГУПС, 2019. – 98 с.

82 Шелихов Г.С., Глазков Ю.А., Сапунов М.В. Магнитопорошковый контроль с применением переносных дефектоскопов. – М: Спектр, 2010. – 82 с.

83 Бобров А.Л., Лесных Е.В. Основы магнитного неразрушающего контроля. – Новосибирск: Изд-во СГУПС, 2018. – 108 с.

84 Бехер С.А., Бобров А.Л. Основы неразрушающего контроля методом акустической эмиссии. – Новосибирск: Изд-во СГУПС, 2013. – 145 с.

85 Gottstein G. Physical Foundations of Materials Science. – Berlin: Springer, 2004. – 502 p.

86 Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. Эволюция микроскопических трещин и пор в нагруженных твердых телах // Физика твердого тела, 2005. – Т. 47, вып. 5. – С.801-807.

87 Селиверстов Г.В., Сорокин П.А., Толоконников А.С. Способ контроля

трещинообразования в металлоконструкциях. Патент RU 2255327 C1, G01N 21/88. Оpubл. 27.06.2005 Бюл. № 18.

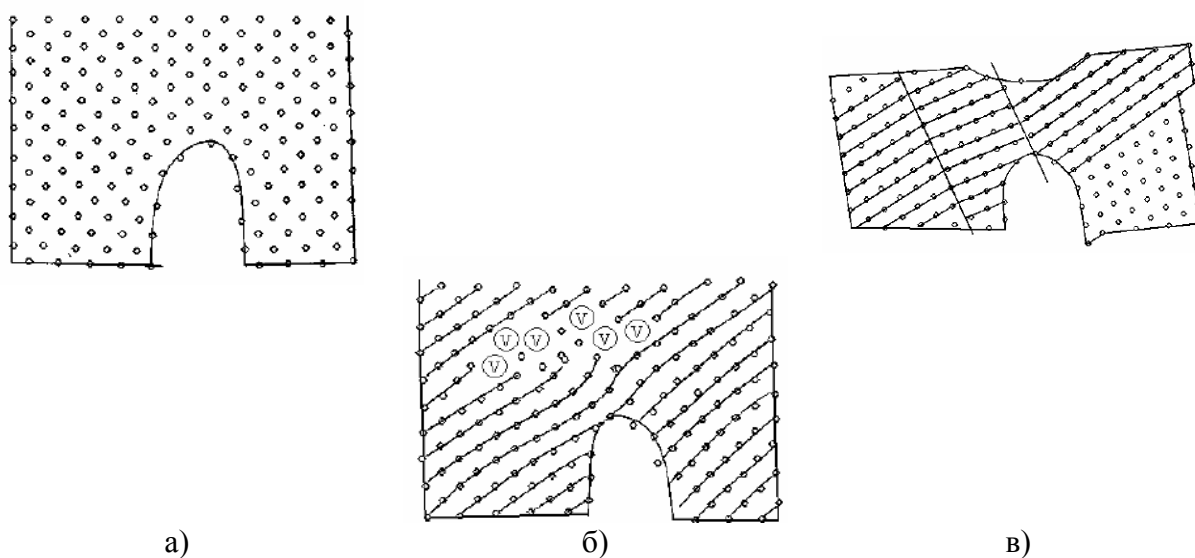
88 Зорин А.Е. Способ обнаружения в металле микротрещин. Патент RU 2498263 C1, G01N 3/32, Оpubл. 10.11.2013 Бюл. № 31.

89 Изотов В.И., Киреева Е.Ю., Гетманова М.Е., Филиппов Г.А. Способ выявления микротрещин, обусловленных наличием водорода в стали. Патент RU 2545464 C1, G01N 19/08. Оpubл. 27.03.2015 Бюл. № 9.

6 НАНО-МЕЗО-МИКРО-И МАКРОТРЕЩИНЫ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ

6.1 Природа нано-мезо-микро-и макротрещины в твердых телах

Нанотрещины теоретически изучались в работах [1-3]. В работе [1] методом молекулярной динамики было проведено изучение атомных механизмов развития нанотрещины в металлах. На рис. 6.1 представлены последовательные этапы эволюции ($\tau_{\max}=10^{-11}$ с) с одной из центральных плоскостей типа (100) алюминия при растяжении пленки на $\approx 30\%$.



а) Исходное состояние, деформации нет; б) Деформация $\epsilon=10\%$; в) Деформация $\epsilon=30\%$

Рисунок 6.1 – Последовательные этапы эволюции центральной плоскости кристаллита (001) с нанотрещиной (алюминий) [1]

На начальном этапе наблюдалась релаксация за счет образования дислокаций с самыми различными векторами Бюргера. Хорошо видны две частичные дислокации Франка с вектором Бюргера типа $a/3 \langle 111 \rangle$, образующие дислокационный диполь; четыре частичных дислокации Шокли с вектором Бюргера типа $a/6 \langle 112 \rangle$, образующие два дислокационных диполя и две полные типа $a/2 \langle 110 \rangle$ дислокации, имеющие обрыв на поверхности трещины. Плоскости типа (100) развернулась на $\sim 10-15^\circ$ и сформировались двойники (рис. 6.1с), кроме того, образовалась «шейка». То есть, реализуется типичный случай вязкого разрушения с пластической деформацией в устье трещины по дислокационному механизму. Сама трещина – затупленная, уширяется, но не распространяется.

В изменении прочности приповерхностных слоев металлов играет процесс залечивания микронесплошностей при ионном облучении. Причем залечивание нанотрещин и микропор происходит на конечной стадии развития каскада столкновений в устье трещины или края поры. Развитие каскада столкновений (на стадии теплового пика) приводит при малых размерах микронесплошностей к их исчезновению, при сравнительно больших – к увеличению радиуса кривизны в устье нанотрещины (рисунок 6.2). Подобный процесс обеспечивает уменьшение напряжений в устье нанотрещины, что и приводит к увеличению прочности приповерхностных слоев металла.

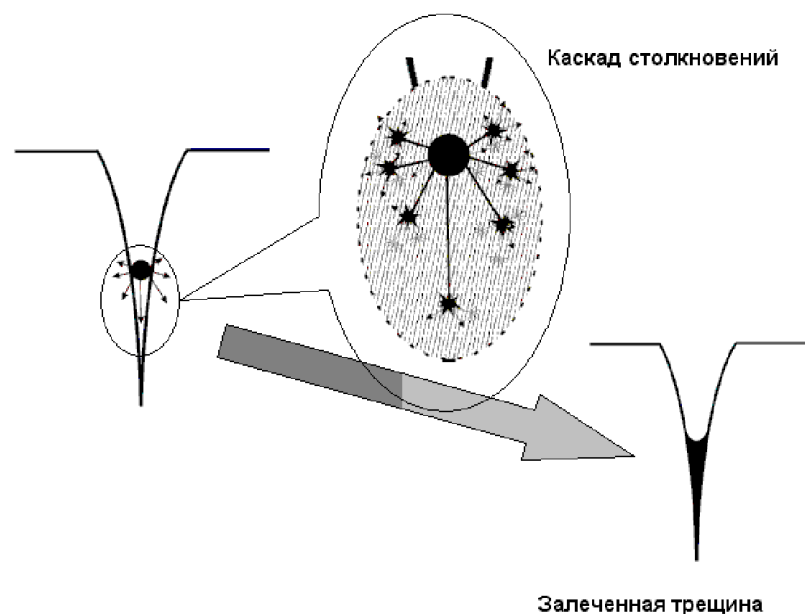


Рисунок 6.2 – Схема изменения кривизны устья нанотрещины в процессе ионного облучения [1]

В свою очередь упрочнение тонких приповерхностных слоев, сглаживание поверхности (уменьшение шероховатости) и залечивание нанотрещин в результате ионной имплантации приводит к изменению механизма зарождения магистральной трещины.

В работе [1] проведен сравнительный анализ поведения нанотрещины в чистых металлах с ОЦК, ГЦК и ГПУ типом решетки и обнаружено различное поведение металлов, зависящее от типа кристаллической структуры. Показано, что чистые (без примеси) металлы при одноосном растяжении после ионного облучения не охрупчиваются, характер распространения нанотрещины вязкий.

1. Выявлено, что механизмы и степень залечивания нанотрещины в процессе ионного облучения в металлах в первую очередь зависят от типа кристаллической решетки. Увеличение прочности кристаллита наблюдается для всех облученных образцов.

2. В чистом α -Fe (ОЦК-решетка) залечивание происходит за счет перемещения отдельных фрагментов атомного ряда из приповерхностных слоев к устью нанотрещины, что приводит в итоге к появлению на месте бывшей трещины кристаллической области, обогащенной вакансиями.

3. Показано, что алюминий и никель (ГЦК-решетка) при одноосном растяжении после ионного облучения демонстрирует пластичность, образуя дислокации и двойники.

4. Показано, что в чистом (беспримесном) титане (ГПУ-решетка) распространение нанотрещин после ионного облучения не происходит. Устье нанотрещины после ионного облучения залечивается, происходит трансформация нанотрещины в нанопору, что приводит к увеличению прочности кристаллита.

5. Моделирование трехмерных систем с ГЦК и ГПУ решеткой показало, что важную роль при охрупчивании играют особенности потенциалов межатомного взаимодействия.

В работе [2] предложена теоретическая модель для описания зарождения нанотрещин в полукристаллическом кремнии. В рамках модели зарождение нанотрещин стимулируется зернограничным проскальзыванием, которое создает источники локальных напряжений в тройных стыках границ зерен. Релаксация таких локальных напряжений является основной движущей силой для зарождения нанотрещин вблизи тройных стыков границ зерен в поликристаллическом кремнии, в котором зернограничное

проскальзывание вносит существенный вклад в пластическую деформацию в условиях циклического нагружения при комнатной температуре. В рамках модели этот кристаллический материал содержит изолированную границу зерен (ГЗ) бесконечной ширины, конечной длины $2a$ и толщины h (рисунок 6.3,а). Нанотрещина имеет длину l и распространяется вдоль ГЗ, образуя угол θ с исходной ГЗ (рисунок 6.3,б)

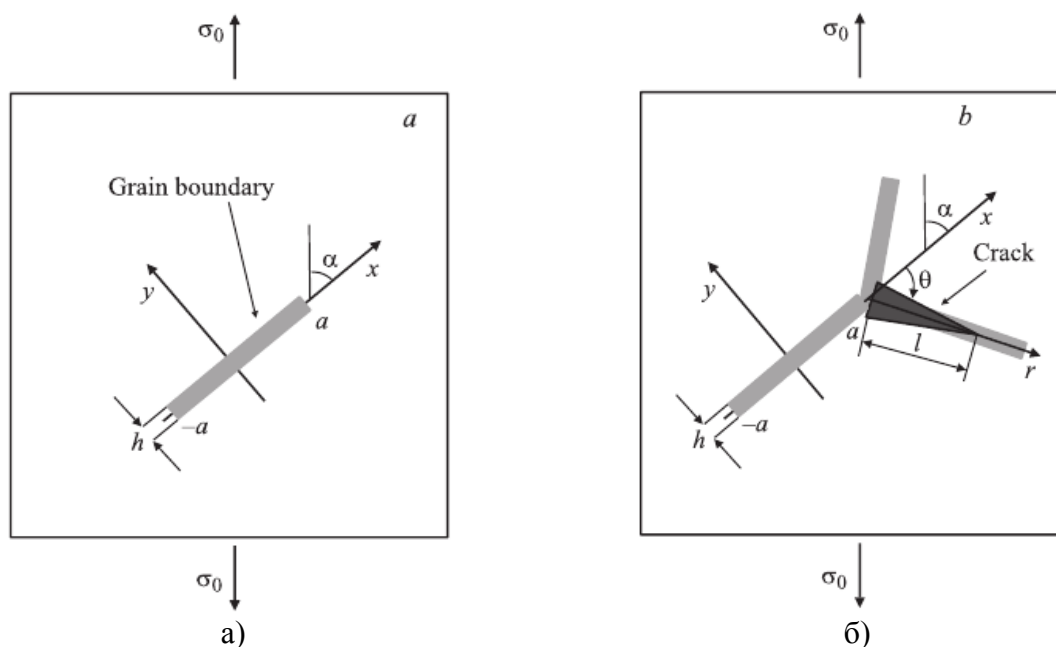


Рисунок 6.3 – Геометрия модельной границы зерен (а) и нанотрещин (б) в деформируемом поликристаллическом кремнии [2]

При достаточно высоких значениях внешнего напряжения рост и/или слияние образовавшихся зернограницных нанотрещин в поликристаллическом кремнии может привести к образованию макроскопической раскалывающей трещины и полному разрушению материала.

В работе [3] показано, что межзеренное скольжение вдоль границ зерен АВ и CD приводит к образованию двух диполей клиновых дисклинаций с мощностью $\pm\omega$ (в дальнейшем называемых $\pm\omega$ -дисклинациями), составляющих дисклинационный квадруполь с плечами L и s (рисунок 6.4а,б). Такая квадрупольная конфигурация является самоэкранированной с радиусом экранировки полей напряжений s . Зернограницные дисклинации являются источниками высоких упругих напряжений. Существует несколько каналов релаксации упругих напряжений, создаваемых зернограницными дисклинациями, а именно за счет зарождения нанотрещины (рисунок 6.4,д), посредством локальной пластической деформации (рисунок 6.4,с).

Также в работе [3] было проведено сравнение энергетических характеристик испускания дислокаций Шокли и процесса зарождения нанотрещин на зернограницных дисклинациях. В результате анализа конкуренции между исследуемыми процессами наномасштабной деформации и разрушения были определены области параметров системы, при которых испускание частичных дислокаций энергетически предпочтительнее зарождения нанотрещин. Область значений параметров системы, при которых энергетически выгодно только испускание частичных дислокаций, находится в интервале малых значений плеч $0 \leq L \leq 2$ nm дисклинационных диполей.

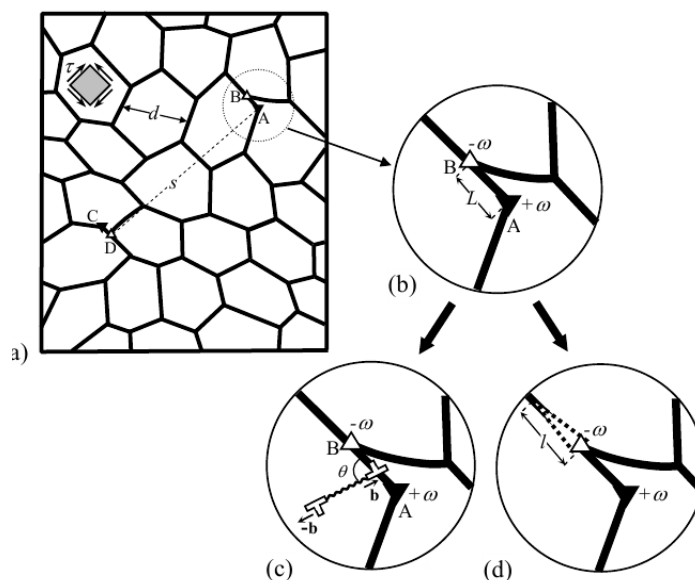
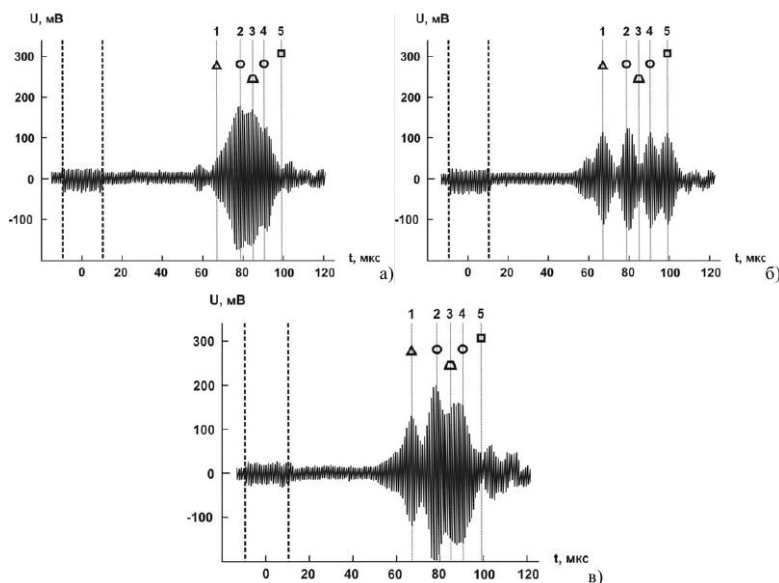


Рисунок 6.4 – Исходная 2-мерная модель нанокристаллического образца с квадруполом зернограницных $\pm\omega$ – дисклинаций ABCD, образовавшихся в результате межзеренного скольжения вдоль границ зерен AB и CD (a). Вставка с увеличенным фрагментом нанокристаллического материала, в котором находится диполь зернограницных $\pm\omega$ – дисклинаций AB (b). Испускание частичной (b) – дислокации из сегмента границы зерна, содержащей диполь зернограницных $\pm\omega$ – дисклинаций AB (c). Зарождение нанотрещины в поле напряжений диполя зернограницных $\pm\omega$ – дисклинаций (d) [3]

Нанотрещины экспериментально изучались в работах [4-6]. В работе [4] впервые экспериментально обнаружено рождение, уничтожение и пиннинг нанотрещин в листовом стекле при приложении и снятии нагрузки. Обнаружено, что нанотрещины могут спонтанно рождаться и исчезать при приложении и снятии механической нагрузки. Так, импульсы 1 и 5 (рисунок 6.5) появились при приложении нагрузки, но импульс 1 остался при ее снятии, а импульс 5 – исчез.



а) до приложения механической нагрузки к пластине листового стекла, б) при приложении нагрузки, в) после снятия нагрузки

Рисунок 6.5 – Осциллограммы сигналов с одного из ультразвуковых приемников [4]

В работах [5, 6] было показано, что нанотрещины возникают в твердых телах при прорыве барьеров, препятствующих движению дислокаций по плоскостям скольжения [7-9]. Согласно этим работам, при пересечении четырех плоскостей скольжения образуются 4 барьера, препятствующие движению дислокаций. При их разрушении должны возникать четыре «первичные» трещины или нанотрещины. В свою очередь, появление каждой трещины должно приводить к образованию максимума в сигналах фрактолюминесценции (ФЛ) [10], а образование кластера из 4 трещин – к появлению 4 максимумов в них. Сигналы ФЛ действительно содержат 4 максимума (рисунок 6.6). Этот результат позволяет интерпретировать каждый максимум как соответствующий образованию одной из четырех нанотрещин.

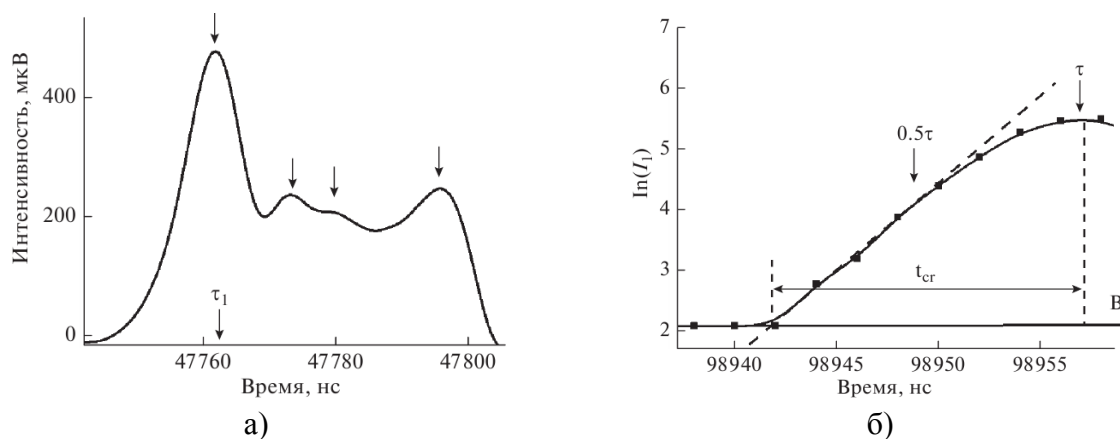


Рисунок 6.6 – Типичный сигнал ФЛ олигоклаза; τ_1 – время достижения максимальной интенсивности первого максимума; Фрагмент зависимости логарифма интенсивности первого максимума (I_1) от времени [6]

Таким образом, в работах [5, 6] было показано, что при разрушении поверхности кристалла олигоклаза образуются кластеры из 4 самых мелких нанотрещин, размер которых заключен в пределах от ≈ 5 до ≈ 10 нм. Предполагается, что нанотрещины образуются при разрушении барьеров, препятствующих скольжению дислокаций по плоскостям скольжения. Распределение нанотрещин по размерам (площадям поверхности берегов трещин) подчиняется степенному закону с показателем степени $\beta=1.9$.

В последних работах [11-13] предложена новая аналитическая модель расчета длины нанотрещин, возникающих в металлах. Разработана методика расчетов длины нанотрещин атомарно-гладких металлов. Впервые проведены вычисления параметров нанотрещин на примере атомарно-гладких металлов. Проведено сравнение полученных на основе разработанной методики результатов с результатами применения известных моделей образования нанотрещин.

Для кристаллов с одинаковыми атомами доля пространства, занятого ими в одном кубе, составляет для ОЦК и ГЦК переходных металлов – 68 и 74%. Остальная же часть таких кристаллов (32 и 26 %, соответственно, для металлов с ОЦК и ГЦК решетками) представляет собой не заполненное пространство. После релаксации или реконструкции это пространство мы и будем называть максимальным полем первичных трещин. Для нас важен факт того, что длина этой трещины L равна толщине поверхностного слоя металла $R(I)$. Эта длина трещины отражает особенность, которая связана не только с геометрией кристаллических решеток, но и физическими свойствами кристаллов. Нами предложена модель расчета длины нанотрещин, возникающих в металлах из-за наличия поверхностного слоя $R(I)$. Об этом и другом в отношении нанотрещин мы поговорим в следующих разделах.

Мезотрещины теоретически и экспериментально исследовались в работах [14-23].

На сегодняшний день одной из важных проблем механики деформируемого твердого тела является исследование материалов с изменяющейся внутренней структурой при ударно-волновом нагружении, когда сложная перестройка кристаллической решетки происходит за чрезвычайно малые времена, не превышающие несколько микросекунд [14-16]. Проведенные эксперименты по высокоскоростному деформированию показали, что в определенном диапазоне скоростей ударника в результате прохождения волны по материалу в нем формируются устойчивые сетчатые образования размером 0.1–0.3 мкм (отвечающее мезоскопии), не исчезающие после снятия внешнего напряжения [17] и обладающие более высокой микротвердостью по сравнению с «чистым» материалом, что способствует увеличению его откольной прочности.

Типичный временной профиль скорости металлического образца изображен на рисунке 6.7,а [18]. Он состоит из четырех основных участков: кривая ОА представляет собой упругий предвестник, за которым начинает развиваться пластический фронт АВ, далее зависимость выходит на плато ВС, где скорость остается почти постоянной, и, наконец, за ним следует фронт разгрузки (участок CD). При этом волновые сопротивления мишени и ударника выбираются так, что максимальное значение скорости поверхности U_{fs} , достигаемое в точке В, равно скорости ударника U_{imp} . В том случае, когда в материале формируются новые структуры, данное соотношение не выполняется и образуется так называемый дефект скорости $\Delta U = U_{imp} - U_{fs}$ (рисунок 6.7,б), показывающий, что часть энергии уходит на структурные преобразования. Процесс перестройки обычно сопровождается быстрыми осцилляциями на пластическом фронте (рисунок 6.7,в), возникающими сразу после прохождения упругого предвестника, длительность которых не превышает 0.15-0.30 мкс.

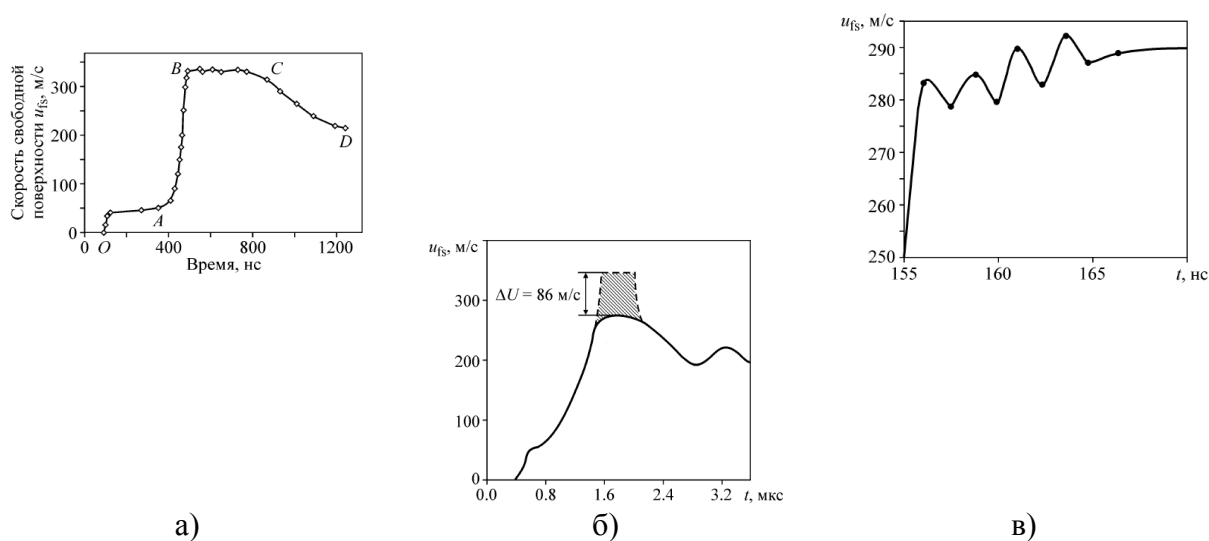


Рисунок 6.7 – Типичный временной профиль скорости (а); дефект скорости (б); осцилляции на пластическом фронте (в) [18]

В работе [18] подчеркнута, что анализ колебательных систем, выполненный на основе динамической и статической постановки задачи, приводит к различным результатам. Переход к динамике может привести к возникновению новых явлений, не происходящих в статическом приближении.

В работе [19] исследовалась структура сплава Al-Mg, представляющего собой слои, образованные в результате холодной прокатки и последующего отжига. При ударном воздействии у поверхности контакта ударника и мишени возбуждается волна напряжения, показанная на рисунке 6.8.

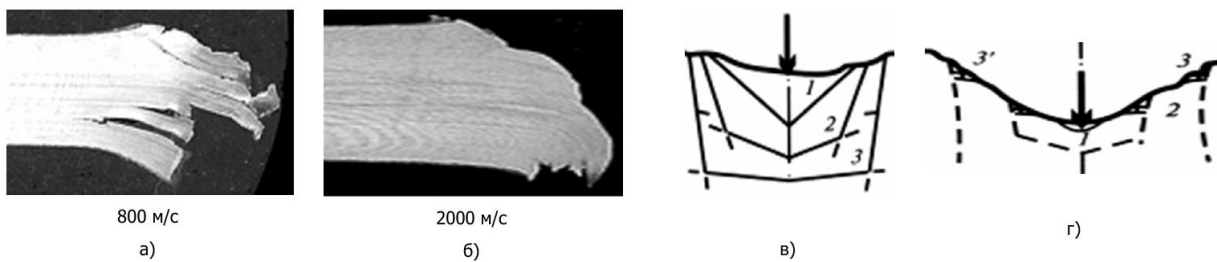


Рисунок 6.8 – Общий вид структурных слоев на поверхностях шлифов осевого сечения – а, б; схемы возникновения поверхностей (1, 2, 3) локализованного пластического течения с разворотом подкратерной области – в; и расположением узловых точек (1, 2, 3) на поверхности отверстия – г [19]

Как видно из рисунка 6.8 указанная волна напряжения в мишени вызвала локальную (каналированную) интенсивную пластическую деформацию металла, следы которой хорошо видны в изгибе слоев. В макрорельефе поверхностей образовавшихся отверстий выявлены узловые точки между поверхностями пластического течения, расстояние между которыми определено в $\sim 2,5$ мм. Между мезотрещинами выявлены следы интенсивной пластической деформации в виде микрослоев шириной не более 10 мкм и длиной до 500 мкм с термически рекристаллизованной структурой, которые чередуются с шагом, кратным 50 мкм (рисунок 6.9).

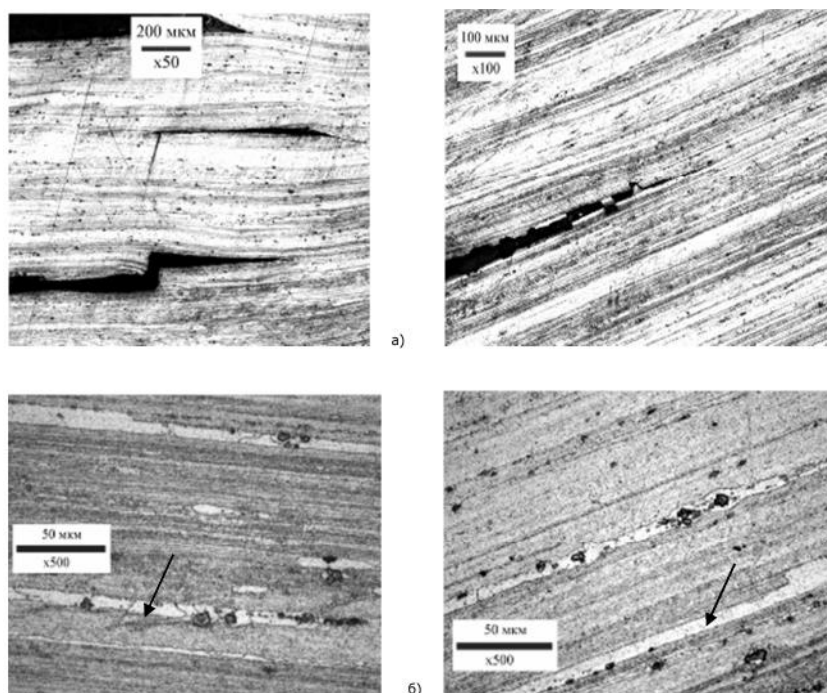


Рисунок 6.9 – Межслоевые мезотрещины – а; микрослои (указаны стрелками) с термически рекристаллизованной структурой – б [19]

Траектория межслоевых мезотрещин проходит, как правило, вдоль границы между микрослоями исходной и термически рекристаллизованной структуры. При этом форма мезотрещин представляла собой клин в виде треугольника неправильной формы, который воспроизводился в металле последовательными актами сдвига и отрыва (рисунок 6.10).

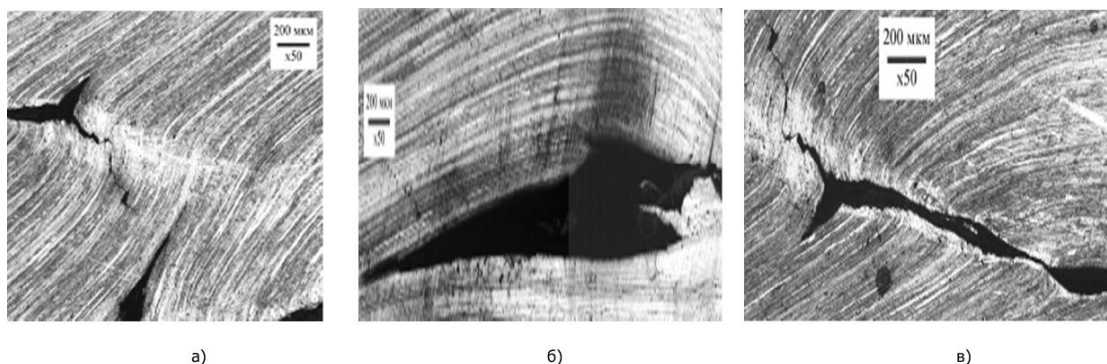


Рисунок 6.10 – Мезотрещины клиновидного вида [19]

В работе [19] сделан следующий вывод:

1. При скорости ударного ядра 800 м/с в структуре мишени механическая энергия ударника рассеивается путем распространения затухающих волн релаксации в форме чередующихся сдвигов и отрывов с образованием межслоевых мезотрещин клиновидного вида;

2. Релаксационные процессы, происходящие в преграде, пробитой ударным ядром со скоростью 800 м/с, имеют возможную самоподобную (автомодельную) природу, а материал преграды относится к высокому классу динамической устойчивости к смене механизмов релаксации;

3. Удар со скоростью 2000 м/с вызывает массовые релаксационные процессы в форме согласованных мультипольных структур и полос сброса в дислокационной системе дефектов кристаллического строения без возбуждения чередующихся актов сдвига и отрыва.

В заключении остановимся на терминологии. Термин «мезотрещина» предполагает, согласно градации Е.А.Козлова [20], трещины, много меньшие длины сейсмической волны – высотой первые метры и раскрытостью от миллиметра до десятых его долей (сотен микрон). Этот тип трещин широко распространен в плотных породах: карбонатах, глубоко залегающих хрупких песчаниках и кремнистых сланцах. Геологическая трещиноватость характеризуется существенной разномасштабностью. С точки зрения задач анализа процессов, сопровождающих разработку нефтегазовых месторождений, можно выделить три типа трещин [21]:

- макротрещины (100 – 1000 метров);
- мезотрещины (1 – 10 метров);
- микротрещины (0.01 – 0,1 метра).

В работе [22] предложена классификация трещин исходя из их геометрических размеров: субмикротрещины, микротрещины, переходные трещины, макротрещины и магистральные трещины (смотреть Раздел 5).

Само понятие «мезоуровень» был введен Ван Кампенем в 1981 г. Мезоуровень привел к развитию мезофизики или мезоскопии [23]. Характерной длиной для мезофизики является длина фазовой когерентности h_ϕ , которая может меняться в широких пределах, но в мезоскопии всегда $h_\phi \leq 10^{-6}$ м = 1 микрон. Так что, термин «мезотрещина» мы будем использовать в области от 10 нм до 1 мкм, т.е. от 10^{-8} до 10^{-6} м.

Микротрещина исследовалась в работах [24, 25]. Изучению условий формирования и параметрам микротрещин в твердом теле уделялось достаточно много внимания, а наиболее полные о микротрещинах в горных породах можно подчеркнуть из обзора [24]. Из данных этих исследований следует, что обычно длина микротрещин составляет 1-100

мкм. В результате экспериментов получены изображения микротрещин, образовавшихся после динамического разрушения образцов горных пород, наиболее характерные из которых представлены на рисунках 6.11, 6.12.

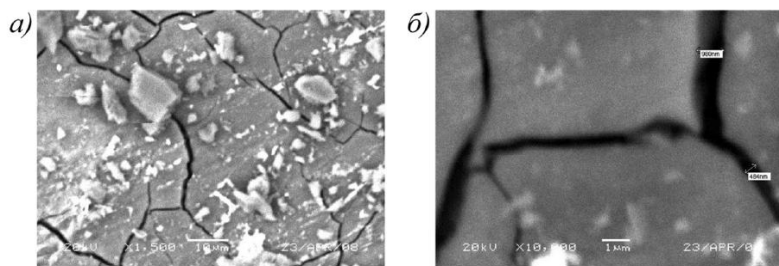


Рисунок 6.11 – Вид микротрещин в граните при увеличении 1500х (а) и 10 000х (б) после динамического разрушения [24]

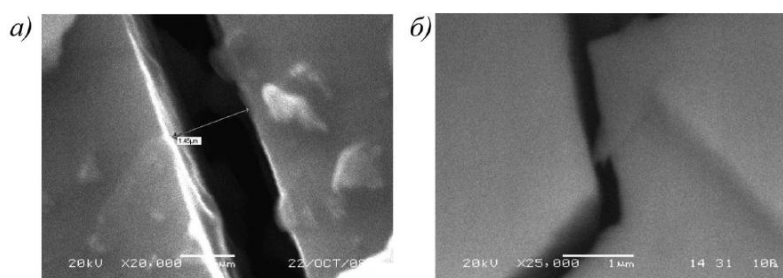


Рисунок 6.12 – Вид микротрещин в песчанике (а) и кварците (б) после динамического разрушения [24]

Под действием механического напряжения в одних телах, например в ряде полимеров, композитов, металлов, микротрещины могут появиться во множестве уже на раннем этапе растяжения [25]. В других материалах, например в неорганических стеклах, в монокристаллах тугоплавких соединений, микротрещины масштаба 0,1-1 мкм практически не наблюдаются.

На рисунке 6.13, а–і схематически представлена вся последовательность наблюдаемых в эксперименте *in situ* событий в вершине искусственно сформированной трещины. На рисунке 6.13 приведены также кадры (g_1 – g_{10}) видеофильма, которые иллюстрируют развитие процесса на этапе g этой схемы.

Эксперимент показывает, что вслед за приложением нагрузки включается в работу первый механизм стабилизации, торможения роста макродефекта – в данном случае механизм вынужденной высокоэластической деформации, для металлов таким механизмом является пластическая деформация. Вершина достаточно острого концентратора (рисунок 6.13, а) приобретает все более округлую форму (рисунок 6.13, б) вследствие деформационного процесса аккомодационного характера, призванного уменьшить первоначально высокие локальные напряжения. По изменению электронно-микроскопического контраста можно видеть, что пластическая зона в предвершинной области формируется на микро- и мезоуровне, материал в вершине медленно растущего (со скоростью $V \approx 0.001$ мкм/с) концентратора постепенно утоняется. При небольших увеличениях (см., например, рис. 6.13, g_1) вершина трещины-макроконцентратора выглядит практически одинаково как в самом начале эксперимента, так и за несколько секунд до разрыва (из общего времени > 2300 с конкретно для данного образца)..

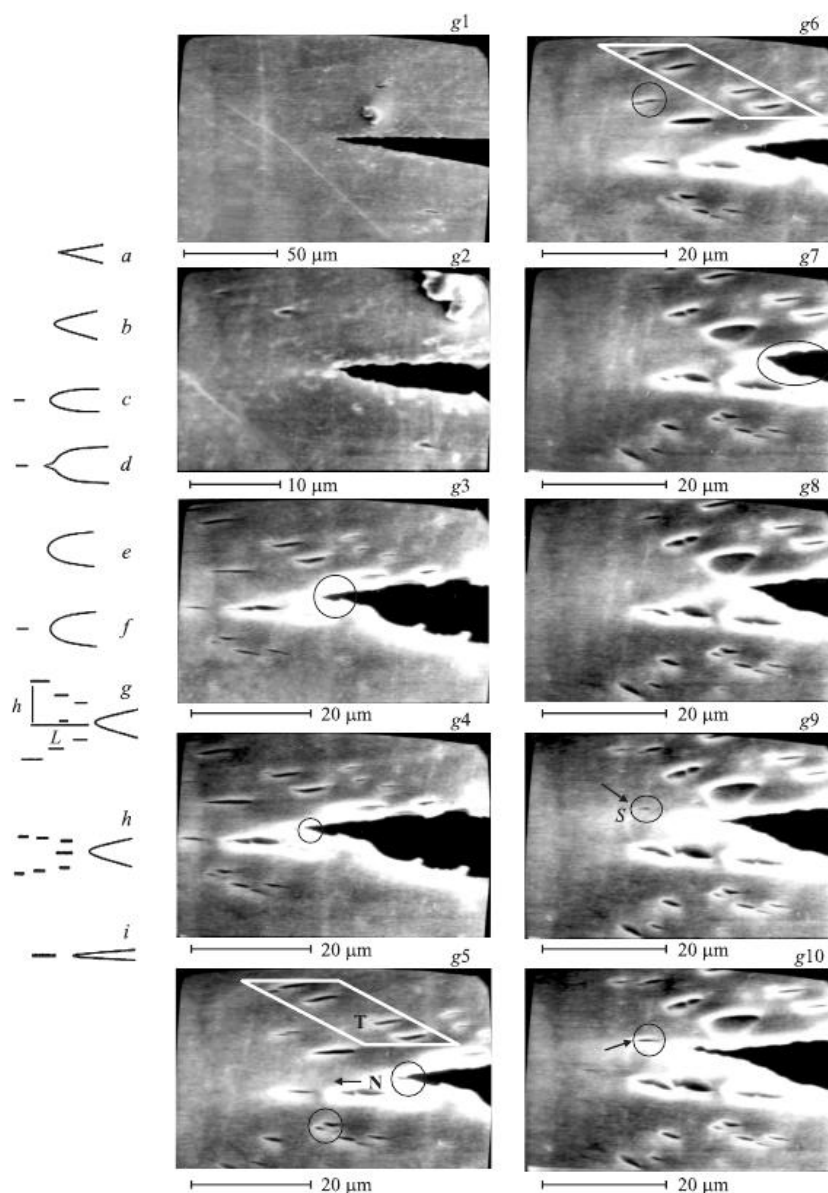


Рисунок 6.13 – Схема (а–і) последовательности наблюдаемых в эксперименте *in situ* событий в вершине искусственно сформированной трещины и кадры (g1–g10) видеофильма, которые иллюстрируют развитие процесса на этапе g этой схемы [25]

Магистральная трещина (МТ) медленно и прямолинейно продвигается через поперечное сечение образца в направлении N (рисунок 6.13, g5), перпендикулярном приложенной нагрузке. Увеличение длины трещины в механически напряженном упругопластическом твердом теле неизбежно вызывает увеличение в предвершинной области так называемой пластической зоны. Распределение напряжений в ней для случая, отличного от плосконапряженного состояния, неоднородно, а максимум нормальных напряжений, превышающих предел текучести более чем в 2 раза, сдвинут к границе этой зоны. Именно в этом направлении максимальной плотности энергии упругой деформации и растет магистральная трещина. По мере увеличения длины трещины и возрастания локальных напряжений (в грубом приближении $\sigma_{loc} \sim [1 + (lr^{-1})^{1/2}]$, где l – длина трещины, r — радиус ее закругления) увеличивается скорость роста трещины. Вследствие этого релаксация упругой энергии посредством пластической (вынужденной высокоэластической) деформации на этом этапе деформирования достаточно скоро становится неэффективной. И потому в работу

дополнительно включается следующий механизм торможения – механизм более эффективного сброса накапливаемой энергии упругой деформации путем образования в предвершинной области (схема на рис. 6.13, с) единичной микротрещины в месте максимальной концентрации энергии упругой деформации. На рис. 6.13, g9–g10 эта зона S выделена кружком. Появляющаяся микротрещина с начальным размером в первом кадре ≈ 200 нм является сквозной. После рождения такой трещинки в округлой конфигурации вершины макротрещины-надреза появляется острый носик (рисунок 6.13, d). Перемычка между этим носиком и трещинкой плавно сокращается вплоть до полного ее исчезновения. Появление микротрещины в пределах пластической зоны (а это возможно только в области максимальных напряжений) на некотором расстоянии от вершины концентратора, а также многократное превышение толщины образца размера пластической зоны свидетельствует о реализации напряженного состояния, достаточно близкого к плоской деформации. Именно это указывает на возможно более полную адекватность условий в развитии структурных изменений в наших миниатюрных лабораторных образцах по сравнению с требованиями к геометрии образцов в соответствии с положениями механики разрушения. Отмеченные преобразования в предвершинной области в целом происходили плавно и равномерно, без каких-либо локальных ускорений. После слияния рост макротрещины не ускоряется, как можно было бы предполагать с позиций традиционных представлений об «упругом» (линейном) взаимодействии концентраторов, а, наоборот, «быстро», за время порядка 10^{-2} – 10^{-1} с, тормозится вплоть до полной ее остановки на значительное время (с учетом скорости роста трещины на данном конкретном этапе — многие минуты на ранней стадии и десятки доли секунды ближе к финалу). В общем балансе времени на остановку уходит порядка 20% общего времени развития уже сформированной МТ. Далее наблюдается очередной этап закругления ее вершины (рисунок 6.13, e) и постепенное увеличение общей скорости до уровня, предшествующего остановке. После этого трещина некоторое время растет с медленно увеличивающейся скоростью (логарифмически постоянный тренд), и затем картина развития повторяется неоднократно (рисунок 6.13, f) – опять впереди появляется новая микротрещина, как правило, уже большего размера.

Макротрещина исследована во многих работах – вот некоторые из них [26–29]. В работе [26] построены необходимые критерии хрупкой прочности для среды, имеющей три структурных уровня $i^0=3$ (рисунок 6.14).

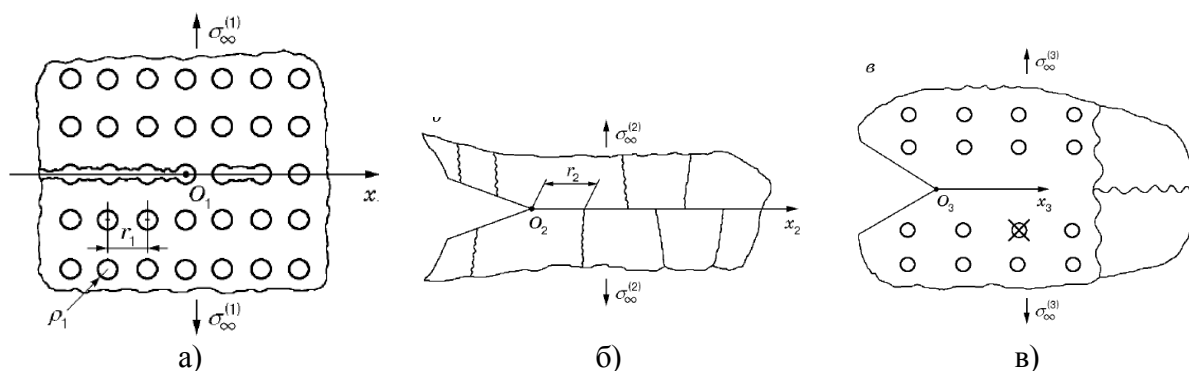


Рисунок 6.14 – Три согласованных критерия: для пористого тела с внутренней трещиной (а), для зернистого материала с краевой трещиной (б) и для монокристаллического материала с краевой трещиной (в) [26]

В [26] изучается пористое твердое тело ($i^0=1$) с внутренней макротрещиной, в вершине которой имеется микротрещина. Пусть неограниченная пористая среда содержит регулярно расположенные цилиндрические пустоты, центры которых образуют правильную решетку с квадратной ячейкой [27, 28]. Внутренняя макротрещина длиной $2l$ возникает из-за обрыва некоторого количества связей в пористом теле регулярного строения (рисунок 6.14,а).

Материал перемычек пористого тела состоит из зерен монокристаллов, расположение которых показано на рисунке 6.14,б. Пусть вершина трещины заканчивается в монокристаллическом зерне материала так, как показано на рисунке 6.14,в. По предложенной модели показано – увеличение критической длины трещины на два порядка соответствует уменьшению параметра критической нагрузки на один порядок с учетом дефектности материала и затупления трещины.

В работе [29] исследовано влияние макроскопической трещины на механическую прочность монокристаллов NaCl, LiF, CaCO₃, подвергаемых импульсному лазерному облучению. Оценена вероятность активации роста исходной макротрещины при оптическом пробое образца. Предложен механизм роста исходной макроскопической трещины, в основе которого лежит объединение полостей, микро- и макротрещин, возникающих при нагреве и выгорании поглощающих включений, с исходной трещиной. Лазерно-индуцированная трещина может зародиться в плоскости, параллельной плоскости исходной трещины, и объединиться с ней благодаря переходам по плоскостям {110} и {100} (рисунок 6.15).

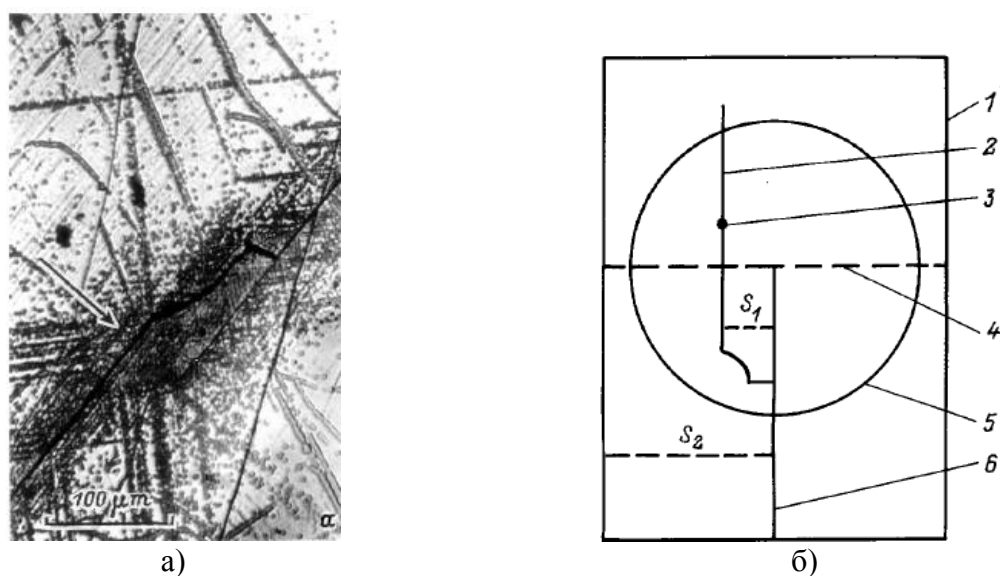


Рисунок 6.15 – а – объединение лазерно-индуцированной трещины с исходной (последняя показана стрелкой); поверхность кристалла LiF (010); лазерно-индуцированная трещина образовалась вследствие нагрева поглощающих включений (ПВ), расположенного перед вершиной исходной трещины; исходная и лазерно-индуцированная трещины расположены в плоскости (100); б – схема роста исходной трещины за счет объединения с лазерно-индуцированной: 1 – кристалл, 2 – лазерно-индуцированная трещина, 3 – ПВ, 4 – сечение S_1 , 5 – зона облучения, 6 – исходная макротрещина [29]

6.2 Первичные нанотрещины в окислах железа

Эта работа следует нашим статьям [11-13, 30]. Гиббс Дж. [31] рассматривал поверхность без учета ее толщины. Ван-дер-Вальс [32] и Гутгенгейм [33] представляли слой поверхности как особый слой порядка нескольких межатомных состояний, свойства которого отличны от свойств основного вещества. Экспериментально размер этого слоя был определен для некоторых атомарно-гладких металлов в очень высоком вакууме в начале 70-х годов прошлого столетия (смотри обзор [34]). Размер этого слоя для кремния равен 3.1 нм, для золота – 1.2 нм, то есть представляет собой наноструктуру [35]. Модель для расчета толщины поверхностного слоя $R(I)$ твердого тела предложена нами в работе [36]. Анализ последующих наших исследований привел к выводу, что размер поверхностного слоя $R(I)$ определяет длину нанотрещины исследуемого вещества, то есть,

R(I)=L.

Железородная промышленность занимает одно из ведущих мест в экономике Казахстана. Среди оксидов железа известны следующие кубические модификации: γ - Fe_2O_3 (маггемит), Fe_3O_4 (магнетит), FeO (вюстит) (таблица 6.1) [37]. Маггемит и магнетит имеют близкую кристаллическую структуру с близкими параметрами элементарной ячейки. Магнетит имеет кристаллическую структуру обратной шпинели и содержит в своем составе как двух-, так и трехвалентное железо (рисунок 6.16,а). Стехиометрический вюстит (FeO) при обычных давлениях не стабилен. Для вюстита имеется кристаллическая структура NaCl (рисунок 6.16,б). В элементарной ячейке 32 иона O^{2-} образуют кубическую плотнейшую упаковку.

Таблица 6.1 – Оксиды железа [38]

Оксид	Структура	T_m , К	a , нм
маггемит $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$	кубическая $Fd\bar{3}m$	2001	0.8330
магнетит Fe_3O_4	кубическая $Fd\bar{3}m$	2230	0.8397
вюстит FeO	кубическая $Fm\bar{3}m$	1647	0.4246

Однако, наноструктура оксидов железа в Казахстане не исследована, особенно нанотрещины, которые определяют не только разрушение пород магнетита, но и методы их обогащения. Разрушение твердых тел происходит в процессе образования, накопления, объединения и роста трещин. Эти трещины возникают в поверхностном слое, размер которых, как мы уже подчеркивали, представляет собой наноструктуру. Их называют «первичными» трещинами. На металлах эксперименты проводились рентгеновскими, электронно-микроскопическими и другими методами [39, 40]. Были обнаружены трещины размером от нанометра до микрона. В кристаллах минералов горных пород исследовались трещины акустическим методом [41, 42]. Этот метод позволял измерять трещины размером равной длине акустических волн (от нескольких сотен микрон до сантиметров). До недавнего времени «первичные» трещины в кристаллах минералов горных пород не обнаруживались. Это связано с тем, что образование и рост нанотрещин должно протекать в течении нескольких наносекунд, что ранее невозможно было зафиксировать. Вопрос был решен с открытием метода фрактолюминесценции, который позволял проследить возникновение нанотрещин при расколе кристаллов минералов с временным разрешением от 1 до 2 нс [43, 44]. В дальнейшем, будем использовать наш подход, который изложен в работах [36, 45].

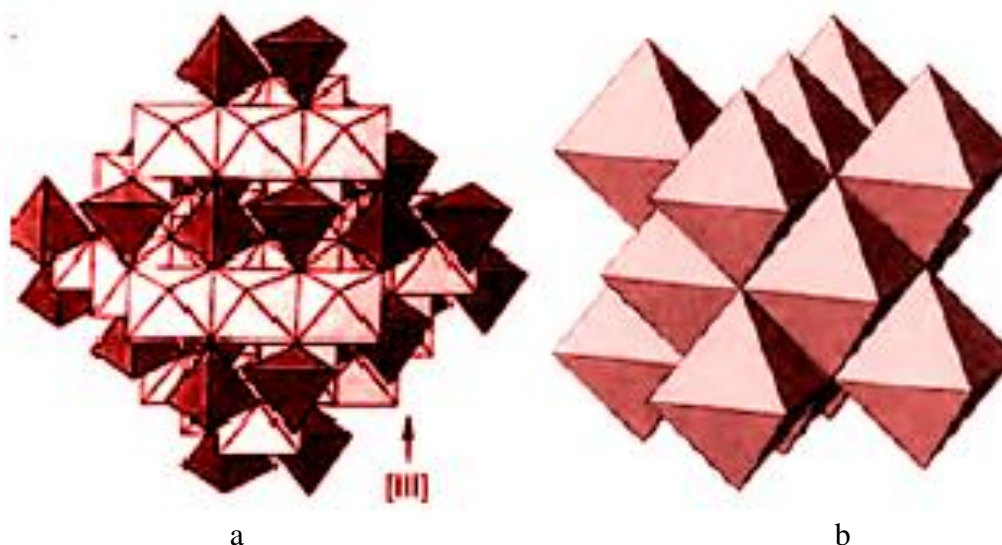


Рисунок 6.16 – Кристаллические структуры магнетита Fe_3O_4 (а) и вюстита FeO (б) [38]

Сначала мы изложим основную модель, затем рассчитаем параметры нанотрещин в кристаллах оксидов железа и после анализа обсудим их применение на практике.

Длина нанотрещины дается формулой [36, 45]:

$$L = R(I) = 0,17 \cdot 10^{-9} \nu \text{ (м)} \quad (6.1)$$

В уравнении (6.1) нужно знать один параметр – молярный объем элемента металла или соединения, который равен $\nu = M/\rho$ (M – молярная масса, ρ – ее плотность). Эта длина трещины отражает ту особенность, что она связана не только с геометрией кристаллических решеток, но и физическими свойствами кристаллов, а именно: с типом химической связи (ионная, ковалентная, металлическая и т.д.); пористостью, анизотропией и другими свойствами.

На поверхности оксидов железа происходит релаксация поверхностных слоев (рисунок 6.17). После латеральной релаксации возникает перпендикулярная трещина (рисунок 6.18,а), а при нормальной релаксации возникает параллельная трещина (рисунок 6.18,б). Их одновременное действие приводит к сетчатой структуре трещин (рисунок 6.18,с).

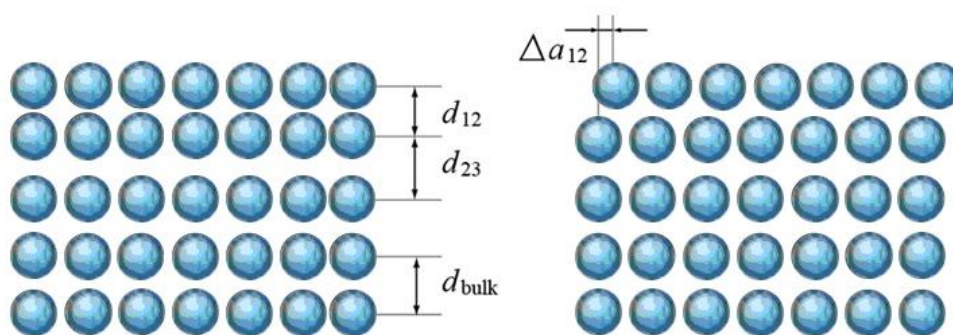


Рисунок 6.17 – Релаксация поверхности: латеральная (слева) и нормальная (справа)

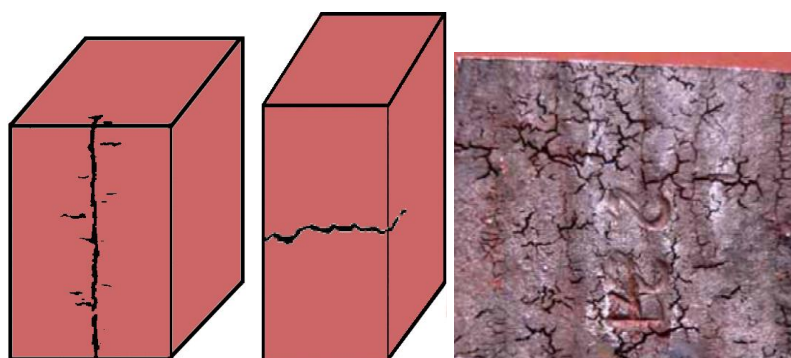


Рисунок 6.18 – Перпендикулярная (а), параллельная (б), сетчатые трещины (с)

В [36] показано, что поверхностная энергия объемного металла γ_2 с точностью до 3% равна:

$$\gamma_2 = 7.8 \cdot 10^{-4} \cdot T_m \text{ ,} \quad (6.2)$$

где T_m – температура плавления оксида железа (К).

В слое $R(I)$ нужно учесть размерный эффект и поверхностная энергия слоя $R(I)$

(поверхностное натяжение) становится равной γ_1 [36]:

$$\gamma_1 = \gamma_2(1 - R(I)/R(I) + h) \approx 0,3\gamma_2, \quad (6.3)$$

Уравнение (6.3) показывает, что поверхностная энергия слоя $R(I)$ в три раза меньше поверхностной энергии основного кристалла. Чтобы разделить слой $R(I)$ от остального кристалла, нужно затратить энергию, которая называется энергией адгезии (рисунок 6.19) и дается выражением Дюпре [46]:

$$W_a = \gamma_1 + \gamma_2 - \gamma_{12} \approx \gamma_1 + \gamma_2 = 1,3\gamma_2, \quad (6.4)$$

где γ_{12} – поверхностная энергия на границе раздела фаз, которая пренебрежимо мала, в силу фазового перехода II рода [36, 45].

Внутренние напряжения σ_{is} между фазами γ_1 и γ_2 можно просчитать по формуле [46]:

$$\sigma_{is} = \sqrt{[W_a / R(I)] \cdot E}, \quad (6.5)$$

где E – модуль упругости Юнга.

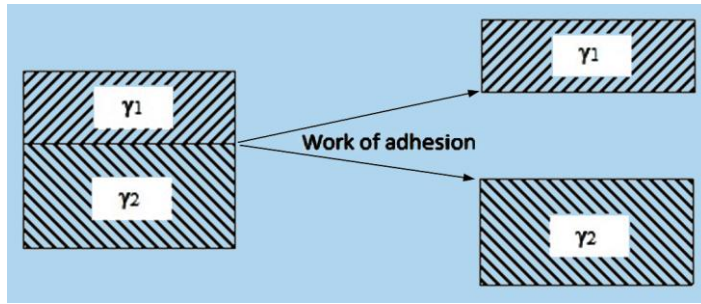


Рисунок 6.19 – Работа адгезии W_a по разделению фаз оксида металла γ_1 и γ_2
Чтобы определить анизотропию оксидов железа, мы используем формулы [36]:

$$Fm3m, \quad l_{100} = R(I), \quad l_{110} = R(I)/\sqrt{2}, \quad l_{111} = 2R(I)/\sqrt{3} \quad (6.6)$$

$$Fd3m, \quad l_{100} = R(I)/2, \quad l_{110} = R(I)/\sqrt{2}, \quad l_{111} = 2R(I)/\sqrt{3}$$

Из таблицы 6.2 видно, что толщина слоя $R(I)$ и длина трещин L имеют размер от 2 до 9 нм, то есть представляют собой наноструктуру. Иными словами, в слое $R(I)$ происходят процессы, которые характерны для наноструктур: квантовые и размерные. В работе [47] продемонстрировано различие в температурной зависимости намагниченностей для А и В подрешёток в поверхностном слое (в нашем случае в слое $R(I)$) и в внутреннем объёме наночастицы магнетита Fe_3O_4 (рисунок 6.20).

Таблица 6.2 – Толщина слоя $R(I)$, длина нанотрещин L , внутренние напряжения σ_{is} в кристаллографических направлениях (hkl)

Оксид	(hkl)	$R(I)=L$, нм	σ_{is} , МПа
маггемит $\gamma-Fe_2O_3$	(100)	2.77 (3)	12680
	(110)	3.96 (3)	10605
	(111)	6.52 (3)	8264

магнетит Fe ₃ O ₄	(100)	3.81 (5)	10844
	(110)	5.44 (5)	9077
	(111)	8.95 (5)	7078
вюстит FeO	(100)	2.14 (5)	11493
	(110)	1.53 (5)	13590
	(111)	2.52 (5)	10592

Внутренние напряжения σ_{is} приводят к появлению источника дислокаций типа Франка-Рида [48]. По этой модели дислокация ведет себя как упругая нить (нанотрещина) и изгибается за счет внутренних напряжений $\sigma_{is}=Gb/L$, где G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; L – длина дислокации (нанотрещины). Для магнетита: $G=9.17 \cdot 10^{10}$ Па [19]; $b=4.397 \cdot 10^{-10}$ м [49]; $L=3.81 \cdot 10^{-9}$ м (таблица 6.2).

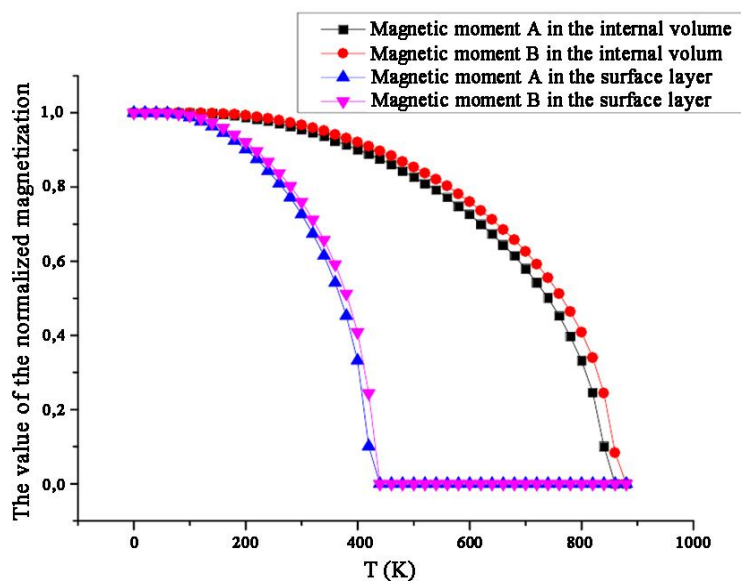


Рисунок 6.20 – Температурные зависимости намагниченностей для А и В подрешёток в поверхностном слое и внутреннем объёме наночастицы магнетита [47]

В результате $\sigma_{is}=10583$ МПа вместо 10844 МПа из таблицы 2, что отличается незначительно. Значит модель Франка-Рида может быть источником дислокаций оксидов металлов. Чтобы оксид железа был стойким к разрушению его дислокации нужно затормозить по плоскостям скольжения. Число в скобках в таблице 6.2 – это число атомных монослоев $n=R(I)/a$ (a – постоянная решетки), что соответствует 3-5 слоев. Этот монослой мы сопоставим с барьером Пайерлса – Набарро, который равен силе межатомного взаимодействия [50, 51].

Барьер Пайерлса-Набарро отвечает сопротивлению дислокации кристалла при ее скольжении [51]:

$$\tau_{\text{П}} = 2G/q \cdot \exp(-2\pi d/qb), \quad (6.7)$$

где G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; d – межплоскостное расстояние; $q = 1$ для винтовой дислокации; $q = 1-\nu$ для краевой дислокации, ν – коэффициент Пуассона.

Если $d/b=1$, то $\tau_{\text{ПН}}(1)=4 \cdot 10^{-3} G$; $d/b=1.5$, то $\tau_{\text{ПН}}(2)=1.5 \cdot 10^{-4} G$. Для магнетита $G=9.17 \cdot 10^{10}$ Па [49] и для барьеров $\tau_{\text{ПН}}(1)=366.8$ МПа; $\tau_{\text{ПН}}(2)=137.6$ МПа. Модель Пайерлса-Набарро является весьма приближенной и ее разрабатывают до сих пор [52].

Мы предлагаем модель, по которой можно сделать оценку барьера $F(I)_{\text{П-Н}}$ и

напряжений $\sigma(I)_{\text{П-Н}}$ Пайерлса – Набарро:

$$\begin{aligned} F(I)_{i-f} &= \gamma_1 \cdot R(I) / n = \gamma_1 \cdot a, \\ \sigma(I)_{i-f} &= F(I)_{i-f} / S = \dot{A} \cdot \varepsilon(I) \end{aligned} \quad (6.8)$$

где T_m – температура плавления (К); a – постоянная решетки; S – площадь барьера (a^2), $\sigma(I)_{\text{П-Н}}$ – напряжения Пайерлса – Набарро; E – модуль Юнга; ε – относительное удлинение параметра решётки в направлении действия внешней силы F .

В уравнение (6.8) можно добавить член $\sin(2\pi z/a)$ и показать рельеф барьера Пайерлса – Набарро (рисунок 6.21).

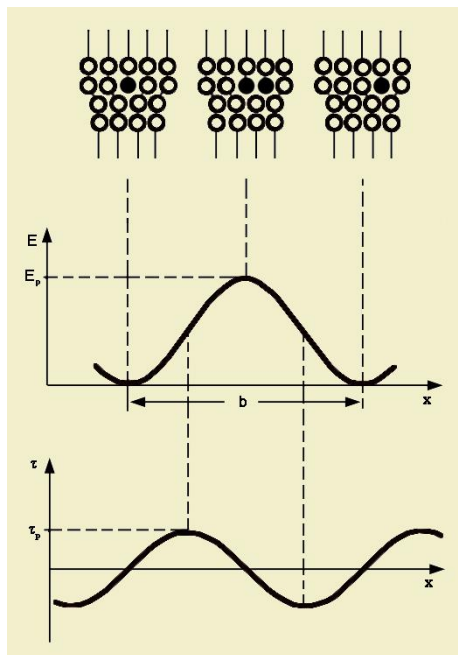


Рисунок 6.21 – Рельеф барьера Пайерлса – Набарро

Эти внутренние напряжения σ_{is} приводят к напряжениям Пайерлса - формула (6.6) и в соответствии с законом Гука к относительному изменению параметра кристаллической решетки ε за счет релаксации поверхности (таблица 6.2). Сравнение среднего значения $\sigma(I)_{\text{П-Н}} = 445$ МПа для магнетика со значением $\tau_{\text{ПН}}(1) = 366.8$ МПа, приведенным выше, показывает незначительное отличие.

Таблица 6.3 – Поверхностная энергия слоя $R(I) - \gamma_1$, барьер $F(I)_{\text{П-Н}}$ и напряжение $\sigma(I)_{\text{П-Н}}$ Пайерлса – Набарро, ε – относительное удлинение параметра решётки.

Оксид	(hkl)	γ_1 , Дж/м ²	$F(I)_{\text{ПН}}$, 10 ⁻⁹ Н	$\sigma(I)_{\text{ПН}}$, МПа	ε
Fe ₂ O ₃	(100)	0.260	0.217	374.7	0.002
	(110)	0.371	0.309	445.3	0.002
	(111)	0.612	0.510	734.9	0.003
Fe ₃ O ₄	(100)	0.243	0.204	242.6	0.001
	(110)	0.346	0.291	412.4	0.002
	(111)	0.571	0.480	680.3	0.003
FeO	(100)	0.428	0.182	1009	0.006
	(110)	0.306	0.130	721.1	0.004
	(111)	0.504	0.214	1187	0.007

На сегодняшний день существуют несколько механизмов торможения дислокаций, которые можно разделить на две группы. Первая группа обсуждает торможение дислокаций за счет наличия в металлах потенциальных барьеров, обусловленных различными структурными дефектами (примесями и т.д.), включая барьер Пайерлса – Набарро [53]. Для железа и сталей $F(I)_{\text{ПН}} \approx 0,5 \cdot 10^{-9}$ N, что неплохо согласуется с нашей моделью (табл. 6.3). Вторая группа обсуждает торможение дислокаций за счет наличия в оксидах железа динамического взаимодействия. К нему относятся взаимодействие с электронами оксида, с фононами, с экситонами, магнонами и прочими элементарными возбуждениями кристаллической решетки. Роль последних возбуждений для оксидов железа незначительна, но наиболее значительно взаимодействие с фононами [53]. Коэффициент торможения дислокации в алюминии из МД-расчетов равно [53]: $B=3.4 \cdot 10^{-5}$ Pa s, что близко к экспериментальному значению. В случае для магнетита мы считаем коэффициент фононного трения $B=\gamma_1/\nu$ ($\nu=5130$ m/s – скорость звука волны) $=4.7 \cdot 10^{-5}$ Pa s. Разница в коэффициентах B обусловлено тем, что алюминий и оксид железа имеют разные барьеры Пайерлса.

Гриффитс рассмотрел изменение энергии тела с трещиной $L(G)$ при нагружении и получил энергетический критерий разрушения, согласно которому трещина приобретает способность распространяться лишь тогда, когда скорость освобождения упругой энергии σ_{is} при росте станет равной или превысит энергию вновь образующейся поверхности. Для длины трещины он получил выражение [54]:

$$L(G) = 2 \cdot W_a \cdot E / \pi \sigma_{is}^2 \text{ [м]} \quad (6.9)$$

Вычисленные значения $L(G)$ представлены в таблице 6.4 и они показывают незначительное различие между значениями, полученными по формуле (6.9) и формуле (6.1) (таблица 6.2): $L(G) \approx L=R(I)$. Это говорит о справедливости нашей модели (и теории Гриффитса).

Таблица 6.4 – Энергия адгезии и длина нанотрещины по Гриффитсу

Оксид	(hkl)	$W_a, \text{ Дж/м}^2$	$L(G), \text{ нм}$
маггемит $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$	(100)	1.821	2.28
	(110)	1.932	3.45
	(111)	2.173	7.01
магнетит Fe_3O_4	(100)	1.698	3.06
	(110)	1.746	4.49
	(111)	1.935	8.18
вюстит FeO	(100)	1.467	1.88
	(110)	1.415	1.30
	(111)	1.499	2.27

По Гриффитсу скорость распространения трещины равна [55]:

$$V_c = \beta \cdot V_0 \cdot (1 - \gamma_1 / W_a)^{1/2} \quad (6.10)$$

и составляет около 1/3 скорости звука V_0 в материале.

Для железа по формуле (6.1) длина нанотрещины в области 2 наносекунд $L_{\text{nm}}=1.2$ нм, а длина микротрещины, измеренная стационарно электронно-микроскопическим методом, $L_{\mu\text{m}}=0,2$ мкм [10], тогда $L_{\mu\text{m}}/L_{\text{nm}}=0.2 \cdot 10^{-6}/1.2 \cdot 10^{-9}=1.7 \cdot 10^2$, а скорость звука у

железа $V_{Fe}=5120$ м/с и $1/3V_{Fe}= 1,7\cdot 10^2$. Оба значения совпадают. Это значит, чтобы получить длину нанотрещин оксидов железа (и любых твердых тел) в стационарном режиме без приложенного внешнего напряжения необходимо значения из таблицы 6.2 для L умножить на 100 (таблица 6.5).

Таблица 6.5 – Длина первичных нанотрещин L_{nm} и длина трещин после их роста $L_{\mu m}$.

Оксид	(hkl)	L_{nm} , нм	$L_{\mu m}$, нм
маггемит $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$	(100)	2.77	277
	(110)	3.96	396
	(111)	6.52	652
магнетит Fe_3O_4	(100)	3.81	381
	(110)	5.44	544
	(111)	8.95	895
вюстит FeO	(100)	2.14	214
	(110)	1.53	153
	(111)	2.52	252

Из таблицы 6.5 следует, что окончательная длина трещин оксидов железа, обусловленная напряжениями из-за релаксации поверхности, составляет от 200 до 800 нм. Это превышает наноструктурную границу по Глейтеру [26] равную примерно 100 нм и попадает в мезоскопическую область или мезоскопии. Характерной длиной для них является длина фазовой когерентности h_ϕ , которая может меняться в широких пределах, но в мезоскопии всегда $h_\phi \leq 10^{-6}$ м = 1 микрон. Характерным для мезоскопии является размер, а значит и количество частиц в образце (10^6 - 10^9). Мезоскопическими являются такие макроскопические тела, свойства которых определяются поведением одной микроскопической частицы [57].

Предыдущий раздел мы назовем переходным этапом, где возникновение первичных нанотрещин и их рост подчиняется хрупкому разрушению и описывается классическими уравнениями Гука и Гриффитса, так что наблюдается линейная зависимость длины трещин $L_{\mu m} = 10^2 L_{nm}$.

В мезоскопии экспериментально доказано, что пластическое течение начинается в хрупком материале, когда тот теряет сдвиговую устойчивость [58], что в корне отличается от предыдущего случая. Само понятие «мезоуровень» появилось в начале 80-х гг. прошлого столетия и был введен Ван Кампенем в 1981 г. [59]. На рисике 6.22 показана кривая деформации магнетита при различных значениях нагрузки в направлениях ZY (111), XY (100) и ZX (110). Линии перпендикуляров обозначает разрушение магнетита. При этом начальный (переходной) и последний участок представляют собой линейную функцию.

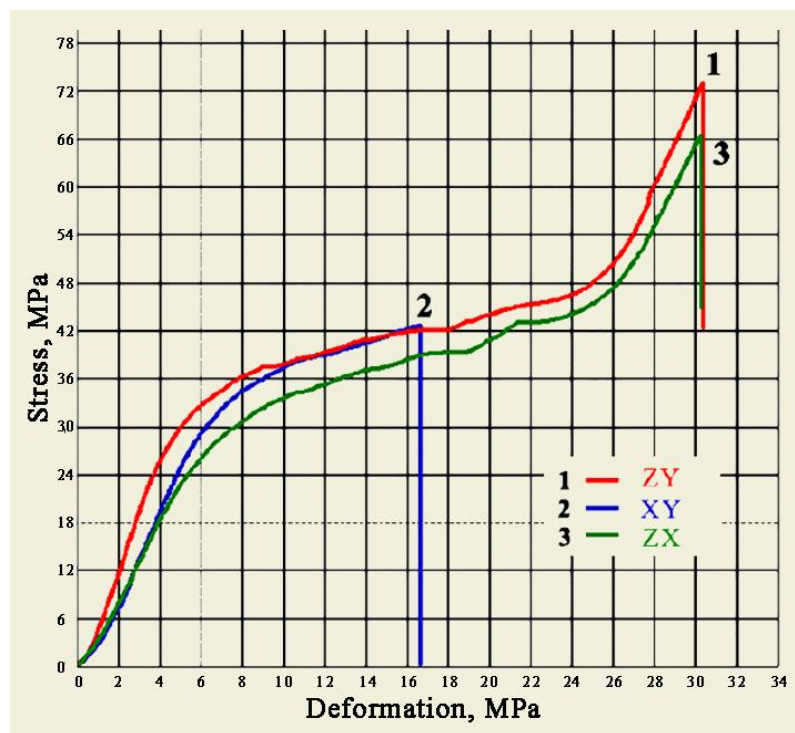


Рисунок 6.22 – Испытания на сдвиг магнетита

Из рисунка 6.22 следует, что диаграмма разрушения представляет S-образную кривую, характерную для кривой из теории катастроф [60]. Чтобы описать S-образную кривую нужно рассмотреть три объекта:

- 1) цель функционирования;
- 2) две координаты процесса;
- 3) управляющие параметры.

В нашем рассмотрении цель функционирования – разрушение твердого тела (магнетита на рисунке 6.22), а координатой процесса разрушения возьмем скорость движения трещины L , обусловленной образованием N элементарных очагов разрушения, пропорциональное числу трещин. В качестве управляющих параметров возьмем плотность ρ и $G/F(I)$, где G – модуль сдвига и $F(I)$ – барьер Пайерлса-Набарро твердого тела. Для одной координаты $L(N)$ и двух управляющих параметров в теории катастроф имеется только одна стандартная, каноническая зависимость для записи зависимости функции цели [60]:

$$L(N) = 0.25N^4 - 0.5\rho N^2 - G/F(I) \cdot N. \quad (6.11)$$

Катастрофа, имеющая такую потенциальную функцию $L(N)$, называется катастрофой типа «сборки» Уитни [60]. Уравнение (6.11) задает статическую модель разрушения твердого тела. Для получения динамической модели будем считать трещину градиентной системой. Это означает, что потенциальная функция $L(N)$ стремится к экстремуму. Градиент функции $L(N)$ равен:

$$\frac{dL(N)}{dt} = \frac{\partial L(N)}{\partial N} = N^3 - \rho N - G/F(I) = 0. \quad (6.12)$$

В механике такое уравнение характерно для движения в среде вязкого трения (внутреннее трение в твердом теле). В этом случае процесс перехода из одного состояния в другое получается плавным, похожим на S-образную кривую (рисунок 6.22). Расчет уравнения (6.12) по формуле Кардана дал для числа трещин в магнетите $N \approx 2(G/F(I))^{1/3} = 2 \cdot 10^7$. Число N характерно для мезоскопии (см. выше).

Средняя часть кривой на рисунке 6.22 впервые описал Парис [61]:

$$\frac{dL(N)}{dt} = C(\Delta K)^4, \quad (6.13)$$

где K – коэффициент интенсивности напряжений за цикл; C – постоянная материала. Оба эти значения нужно определять экспериментально.

Сравнение выражений (6.13) и (6.11), (6.12) показывает, что наши уравнения можно решить аналитически, используя параметр G/F(I) из справочника для большинства твердых тел, а уравнение Париса содержит два неизвестных параметра и определяется только экспериментально. Особенно уравнение Париса модифицировалось по параметру C: Cockcroft-Latham [62]; McClintock [63]; Rice-Tracey [64]; Ayada [65]; Zhao [66] и другие.

На основе оксидов железа нами предложена модель образования нанотрещин L_{nm} , связанная с релаксацией поверхности оксидов и полученная в течении наносекунд. Затем эти нанотрещины растут и превращаются в мезотрещины $L_{\mu m}$, число которых для магнетита равно $2 \cdot 10^7$. Дальнейшее развитие трещин в оксидах железа связано с приложением на образец внешнего напряжения до его разрушения. Полученная кривая деформации и разрушения оксидов железа описывается S-образной кривой из теории катастроф. Уравнение этой кривой рассчитывается по формуле Кардано.

Перспективы развития изложенной модели заключаются в следующем. Использование оксидов железа в области электроники включает в себя спутниковую связь, запоминающие устройства с высокой плотностью записи, антенные сердечники, компьютерные компоненты, датчики, поглощающие микроволновое излучение материалы, приборы магнитной записи, сердечники для трансформаторов.

Наряду с уникальными магнитными свойствами магнитные частицы оксидов железа обладают высокой биосовместимостью и низкой токсичностью, что позволяет их использовать в биомедицинских целях.

Наноматериалы оксидов широко применяются в области защиты и очистки окружающей среды от различного рода загрязнителей. Оксиды железа и их композиты с успехом используются в качестве гетерогенных катализаторов. Перечисленные выше применения оксидов железа и их работоспособность существенно зависят от стойкости их к разрушению, которая зависит от зарождения, накопления и роста трещин, обусловленных как первичными трещинами, которые образуются при изготовлении конструкционных деталей, так и их работы в течении долгого времени.

6.3 Рост первичных нанотрещин металлов

Этот параграф следует нашим работам [11-13, 67-69]. Разрушение твердых тел происходит в процессе образования, накопления, объединения и роста трещин. Эти трещины возникают в поверхностном слое, представляющем собой фазу R(I) и являющейся наноструктурой [13]. Такие трещины называют «первичными» трещинами.

В работе [13] рассмотрены атомно гладкие металлы. Атомно шероховатые поверхности способны присоединять частицы в практически любой точке, то есть растут нормальным механизмом. Атомно гладкие присоединяют новое вещество только в области изломов и ступеней, то есть реализуется послойный механизм. О механизме судят по критерию Джексона (1958): $\alpha = \Delta H/kT = \Delta S/k$, где ΔH , ΔS - соответственно энтальпия и энтропия плавления. Если $\alpha > 4$, то поверхность считается атомно гладкой, а при $\alpha < 2$ –

атомно шероховатой. Значениям α от 2 до 4 включительно отвечает промежуточный тип поверхности. В таблице 6.6 Д.И.Менделеева обозначены: $\alpha > 4$ – красным цветом; $\alpha < 2$ – синим цветом. Из 54 металлов к атомно шероховатым относятся 11 металлов; к атомно гладким – 30 металлов; к промежуточному типу – 13 металлов. Большинство сталей (основа Fe) относятся к атомно гладким металлам, о которых и пойдет речь.

Таблица 6.6 – Критерий Джексона для 54 металлов (M)

M	α	M	α	M	α	M	α	M	α
Li	1.2	In	1.3	Cd	2.5	Pr	4.5	Ac	4.2
Na	1.1	Tl	1.7	Hg	0.9	Nd	2.9	Th	6.5
K	0.9	Si	20.4	Cr	8.5	Sm	3.6	U	5.1
Rb	0.9	Ge	14.8	Mo	11.3	Eu	3.7	Np	3.9
Cs	0.8	Sn	2.9	W	331.7	Gd	4.0	Pu	1.1
Be	4.9	Pb	1.9	Mn	5.4	Tb	4.1	Am	4.0
Mg	3.7	Se	2.1	Tc	9.6	Dy	4.5	Bk	-
Ca	3.7	Te	7.2	Re	13.7	Ho	6.8	-	-
Sr	3.7	Cu	5.2	Fe	5.6	Er	8.0	-	-
Ba	3.1	Ag	4.8	Co	6.2	Tm	6.8	-	-
Al	4.3	Au	5.1	Ni	7.1	Yb	1.3	-	-
Ga	2.3	Zn	2.9	Ce	2.1	Lu	8.9	-	-

Проводились [70] эксперименты на металлах рентгеновскими, электронно-микроскопическими и другими методами. Были обнаружены трещины размером десятых долей микрона. В работах [5, 6] получен спектр фрактальноминесценции олигоклаза при разрушении его поверхности. Длительность сигналов составила около 50 ns, а интервал времени между ними изменялся от 0.1 до 1.0 μ s. Спектр содержал 4 максимума, которые возникали при преодолении 4 барьеров дислокациями по плоскостям скольжения. В этом случае дислокации образуют первичные трещины размером примерно от 10 до 20 nm. Приведенные результаты означают, что первичные нанотрещины, описанные в работе [13], растут до размеров десятые доли микрона. Разработанная [71] модель развития затупленных трещин наноматериалов, объясняет снижение вязкости и пластичности с уменьшением размеров их зерен. Разработанные в настоящее время методы, основанные на электронной микроскопии и рентгеновских исследованиях, позволяют определить размеры лишь микротрещин [70]. Однако и эти методы являются достаточно трудоемкими.

В качестве основных характеристик нанотрещин будем рассматривать их длину, скорость распространения и их количество в металле.

Длина нанотрещины определяется формулой [13]:

$$L = R(I) = 0,17 \cdot 10^{-9} \nu (M). \quad (6.14)$$

Предельная скорость распространения трещины по теории Гриффитса равна [73]:

$$V_C = \beta \cdot V_0 \cdot (1 - \gamma_1 / W_a)^{1/2} \quad (6.15)$$

и составляет около 1/3 скорости звука V_0 в материале.

Для алюминия по формуле (6.14) длина нанотрещины, измеренная в течение двух наносекунд $L_{nm}=1.4$ nm, а длина микротрещины, измеренная стационарно электронно-микроскопическим методом $L_{\mu m}=0.2$ μ m [70]. Тогда их соотношение $L_{\mu m}/L_{nm}=0.2 \cdot 10^6 / 1.4 \cdot 10^{-9} = 1.5 \cdot 10^2$; скорость звука у алюминия $V_{Al}=5200$ m/s и $1/3 V_{Al}=1.7 \cdot 10^2$. Оба значения

(как и прочие) близки между собой. Это значит, чтобы получить длину нанотрещин алюминия и других металлов в стационарном режиме без приложенного внешнего напряжения необходимо L_{nm} умножить на 100 (таблица 6.7). В таблице 6.7 представлены характеристики трещин в наиболее распространенных в современной технике металлов, а именно L_R – длина трещин, измеренная рентгеновским методом; L_V – длина трещин, измеренная электронно-микроскопическим методом (оба эти значения получены в работе [70]); $L(G)$ – длина трещины, полученная из формулы Гриффитса [13].

Таблица 6.7 – Длина трещин в металлах

Металл	L_{nm} , nm	$L_{\mu m}$, nm	L_R , nm [2]	L_V , nm [2]	$L(G)$, nm
Fe	1.21	121	90	100	1.01
Al	1.70	170	140	200	1.40
Ni	1.12	112	80	100	0.93
Cu	1.21	121	-	250	1.01
Ag	1.75	175	-	200	1.41
Au	1.73	173	-	200	1.44
Mo	1.60	160	-	80	1.33

Из табл. 6.7 видно, что $L_R \approx L_V \approx L_{\mu m} = 100 L_{nm}$ в пределах погрешности эксперимента. Длина трещин $L(G) \approx L_{nm}$ получена из формулы Гриффитса [13]. Из таблицы 6.7 следует, что окончательная длина трещин исследованных металлов, обусловленная напряжениями из-за релаксации поверхности, составляет $L_{\mu m}$ от 120 до 200 nm. Это превышает наноструктурную границу, равную примерно 100 nm, и переходит уже в мезоскопическую область. Характерной длиной для них является длина фазовой когерентности h_ϕ , которая может меняться в широких пределах, но в мезоскопии всегда $h_\phi \leq 10^{-6} m = 1 \mu m$. Характерным для мезоскопии является размер, а значит и количество частиц в образце (от 10^6 до 10^9).

Полученные в предыдущем абзаце результаты относятся к переходному этапу, на котором возникновение первичных нанотрещин и их рост подчиняется хрупкому разрушению и описывается классическими уравнениями Гука и Гриффитса так, что наблюдается линейная зависимость длины трещин $L_{\mu m} = 10^2 L_{nm}$. В мезоскопии доказано, что пластическое течение начинается в хрупком материале, когда тот теряет сдвиговую устойчивость, что в корне отличается от предыдущего случая [74].

Для разрушения твердого тела были разработаны силовые, деформационные и энергетические критерии разрушения. Между ними имеется следующая связь [75]:

$$\frac{K_{IC}^2 (1 - \mu^2)}{E} = 2\delta_{IC} \sigma_B = G_{IC} = J_{IC} = 2\gamma, \quad (6.16)$$

где K_{IC} – критический коэффициент интенсивности напряжений, силовой критерий разрушения; E – модуль упругости; μ – коэффициент Пуассона; δ_{IC} – критическое раскрытие в вершине трещины, деформационный критерий разрушения; σ_B – предел прочности; G_{IC} – критическая интенсивность освобождающейся энергии, энергетический критерий разрушения; J_{IC} – критический джей-интеграл, энергетический критерий разрушения; γ – поверхностная энергия. При этом:

$$K_{IC} = \sqrt{E J_{IC}}, \quad \gamma = 7.8 \cdot 10^{-4} \cdot T_m. \quad (6.17)$$

В случае бесконечной пластины с трещиной L_C :

$$K_{IC} = \sigma_B \sqrt{L_C}, \quad \delta_{IC} = K_{IC}^2 / \sigma_B \cdot E. \quad (6.18)$$

По данным работы [75] критическая длина трещин большинства металлов и сплавов лежит в пределах 30-50 микрон, что намного больше нашего $L_{\mu m} \approx 0.2$ микрона. Это связано с тем, что в нашем образце внутренние напряжения возникают при релаксации поверхности. В металлах возникают напряжения, приводящие к росту мезотрещин в 100 раз. Это приводит нас к выводу, что критическую длину трещин в металлах и сплавах нужно определять по формуле, аналогичной мезоскопии:

$$L_C = 10^4 L_{nm} = 0.17 \cdot 10^{-5} \nu = 0.17 \cdot 10^{-5} \cdot M / \rho. \quad (6.19)$$

Если для железа в качестве L_C взять значения L_{nm} из работы [1], т.е. $L_C = 1.21 \cdot 10^{-5} \text{ м} = 12.1 \mu\text{м}$, тогда из (6.17) и (6.18) получим для предела прочности железа: $(K_{IC})^2 = 2\gamma E / (1 - \mu^2) = 65.5 \cdot 10^{10}$; $(\sigma_B)^2 = (K_{IC})^2 / L_C = 541.3 \cdot 10^{14}$; $\sigma_B = 233$ МПа. В справочнике – $\sigma_B = 250$ МПа, что неплохо согласуется с моделью роста нанотрещин: $L_{nm} \rightarrow 10^2 L_{\mu m} \rightarrow 10^4 L_C$.

Экспериментально, предложенная модель обосновывается следующим образом, что является ее новизной. На рисунке 6.23,а изображена схема осаждения ионно-плазменным методом на установке ННВ-6.6И1 хромового покрытия на образец из стали 33ХН3МА (толщина нанослоя и длина нанотрещины $L_{nm} = 1.2 \text{ nm}$). Такой же результат получается и при осаждении хромового покрытия электролизом.

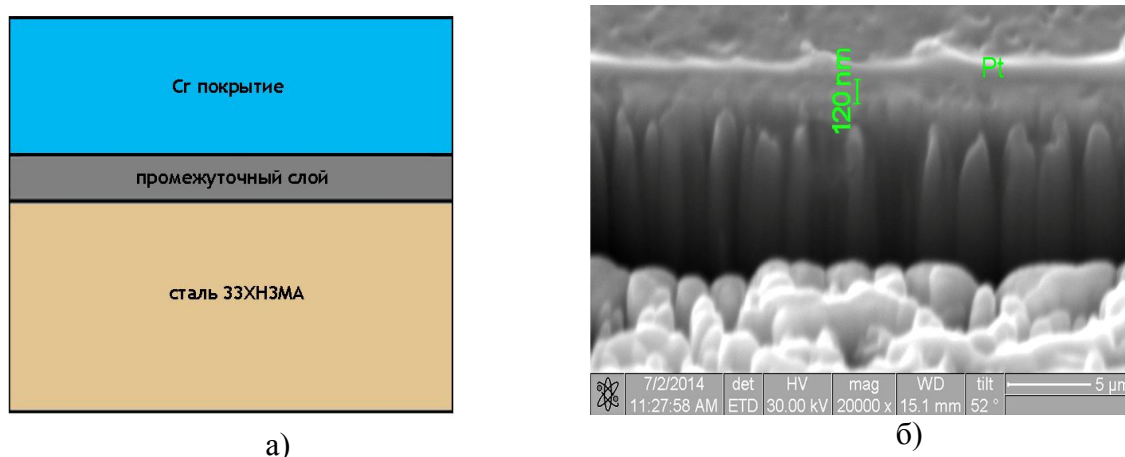


Рисунок 6.23 – Схема осаждения хромового покрытия (а); переходной слой (б)

Там же показан переходной слой, в формировании которого участвуют ионы хромового покрытия на глубину $L_{\mu m} = 102 L_{nm} = 120 \text{ nm}$. Именно на эту глубину, равную 100 нанотрещин стали 33ХН3МА (смотри выше) диффундируют осаждаемые ионы покрытия и никак иначе. На рисунке 6.23,б показана толщина переходного слоя хромового покрытия, полученного используя систему Quanta 200 3D, которая совмещает в себе сканирующий электронный микроскоп с термоэмиссионным катодом, сфокусированный ионный пучок, позволяющий прецизионно наносить и удалять материалы. Промежуточный слой отделялся от хромового покрытия и стали 33ХН3МА слоем из платины Pt.

На рисунке 6.24а показана схема осаждения хромового покрытия на образец из стали 33ХН3МА методом холодного газодинамического напыления (ХГН). Проникание высокоскоростных микрочастиц в металлическую подложку в методе ХГН отчетливо видно в структуре переходного слоя на рисунке 6.24,а, измеренном на сколе образца на

микроскопе MIRA 3 фирмы TESCAN при этом $L_{nm} \rightarrow 10^4 L_C$. На рисунке 6.24,б показан переходной слой, полученным методом электролиза и измеренном на сколе образца на микроскопе MIRA 3, при этом $L_{\mu m} = 10^2 L_{nm}$.

Из рисунка 6.24 следует, что переходной слой ХГН-покрытия на два порядка больше переходного слоя покрытия, полученного с помощью электролиза. Это означает рост первичных нанотрещин определяется по закону:

$$L_{nm} \rightarrow L_{\mu m} = 10^2 \cdot L_{nm} \rightarrow L_C = 10^4 \cdot L_{nm} = 0.17 \cdot 10^{-5} \cdot M/\rho. \quad (6.20)$$

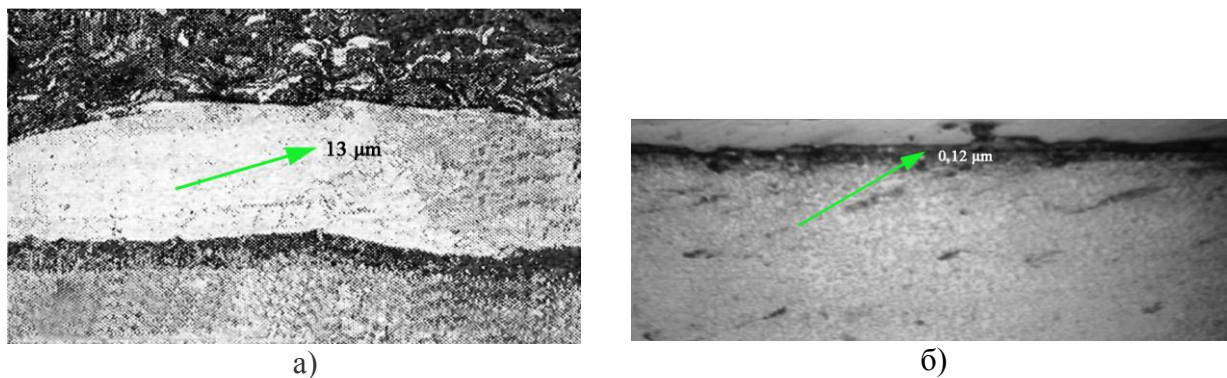


Рисунок 6.24 – Переходные слои: ХГН-покрытия (а) и покрытия электролизом (б)

На рисунке 6.25 показана кинетическая диаграмма усталостного разрушения большинства металлов [73]. При этом начальный I и последний III участок представляют собой линейную функцию.

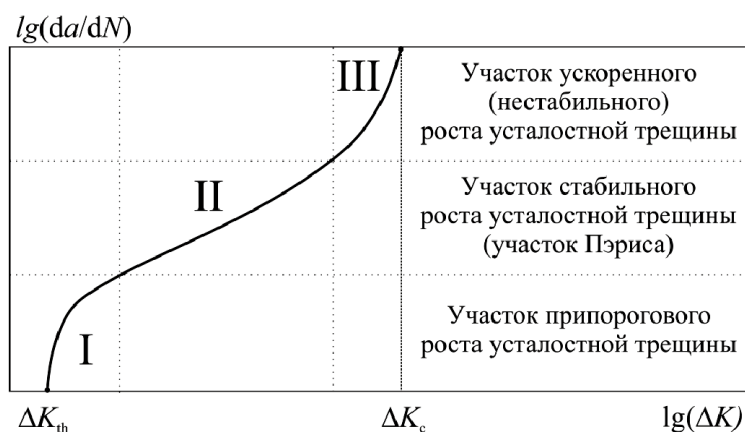


Рисунок 6.25 – Кинетическая диаграмма усталостного разрушения металлов

Средняя часть II кривой на рисунке 3 впервые описал Перис [73]:

$$\frac{dL(N)}{dt} = C(\Delta K)^4, \quad (6.21)$$

где K – коэффициент интенсивности напряжений за цикл; C – постоянная материала. Оба эти значения нужно определять экспериментально. Сравнение (6.21) и (6.20) говорит об их идентичности.

Сравним теперь нанотрещины металлов (таблица 6.7) и некоторых их сложных соединений (таблица 6.8).

Таблица 6.8 – Длина нанотрещин в минералах

Группа граната	L_{nm} , nm	Боросиликаты	L_{nm} , nm	Оксид металла	L_{nm} , nm
$Ca_3Fe_2Si_3O_{12}$	21.1	$SrB_2Si_2O_8$	14.3	$NaCu_4(AsO_4)_3$	24.6
$Ca_3Al_2[SiO_4]_3$	21.7	$BaB_2Si_2O_8$	15.4	$K_3Cu_3AlO_2(SO_4)_4$	41.2
$Ca_3Ti_2(Fe_2Si)O_{12}$	22.7	$Ca_2B_5SiO_9(OH)_5$	25.1	$K_4Cu_4OCl_{10}$	47.8
$Mg_3Al_2(SiO_4)_3$	25.9	$Ba_3B_6Si_2O_{16}$	32.2	$NaCu_5O_2(SeO_3)_2Cl_3$	53.4
$Ca_3(VAlFe)_2(SiO_4)_3$	26.2	$Ca_4B_5Si_3O_{15}(OH)_5$	36.8	$Ca_{12}Al_{14}O_{32}Cl_2$	86.0

Сравнение таблиц 6.8 и 6.7 показывает, что длина нанотрещин в минералах на порядок и более превышает длину нанотрещин в минералах и в массивах горных пород. Трещиноватость горных пород изучается интенсивно до настоящего времени. Это связано с нефтедобычей и извлечением газа. Поскольку нанотрещины образуются в пространстве, не занятого атомами, то их длина и концентрация будет мала в аморфных сплавах или в металлических стеклах (таблица 6.9).

Таблица 6.9 – Длина нанотрещин в металлических стеклах (МС)

МС	L_{nm} , nm	МС	L_{nm} , nm
Mg_6Ni	0.32	Mg_7Ni_2	0.53
Mg_5Ni	0.39	Mg_3Ni	0.62
Mg_4Ni	0.47	Mg_5Ni_2	0.72

Из таблицы 6.9 видно, что длина нанотрещин в металлических стеклах не превышает 1 nm, а значит они прочнее обычных металлов (таблица 6.2). По современным воззрениям природный уголь представляет собой плоский слой макромолекул углерода, которые связаны между собой кислородом или водородом. Длина нанотрещин в угле показана в таблице 6.10.

Таблица 6.10 – Длина нанотрещин в угольном веществе

Марка угля	L_{nm} , nm	Марка угля	L_{nm} , nm
Бурые Б	214.2	Коксовые К	180.8
Длиннопламенные Д	198.7	Отощенно-спекающие ОС	197.4
Газовые Г	198.5	Тощие Т	175.8
Жирные Ж	190.4	Антрациты А	151.5

Из табл. 6.10 следует, что длина нанотрещин в угле на два порядка больше длины нанотрещин металлов и металлических стекол, поэтому уголь содержит большое количество метана.

Можно привести еще примеры образования нанотрещин в твердых телах. Иными словами, мы предлагаем назвать направление физики конденсированного состояния «физикой нанотрещин», которая отличается от «теории трещин» как по ее экспериментальному обнаружению [5, 6], так и методу ее расчета [13].

Нанотрещины в твердом теле возникают сразу после образования ее поверхности и связаны с внутренними напряжениями в поверхностном слое, представляющем собой наноструктуру. Эти нанотрещины обусловлены атомным строением твердого тела и отличаются для металлов, металлических стекол, минералов, угольного вещества и прочее. В предложенной модели можно теоретически просчитать на компьютере трещиностойкость различных конструкционных материалов из различных металлических и неметаллических композиций.

6.4 Первичные нанотрещины в стали 20X13

Первичные трещины в металлах исследованы в работах [76, 77]. Было показано, что их длина составляет в среднем доли микрона. Однако, позже в работе [78] было обнаружено, что первичные трещины в твердых телах возникают в наносекундном диапазоне и длина их составляет нанометры. Так появилось термин нанотрещина, которая была связана с толщиной поверхностного слоя твердого тела [79]. Для металлов длина нанотрещины составляет 2-4 нм и через 100 наносекунд превращается в мезотрещину, рост которой достигает микрона [79]. Длина нанотрещины пропорциональна молярному объему элемента: $L_{nm}=0,17 \cdot 10^{-9} \nu$ и для металлов она зависит от порядкового номера Z в таблице Д.И. Менделеева (рисунок 6.26,а). На рисунке 6.26,б показана зависимость поверхностной энергии γ от температуры плавления T_m : $\gamma=7,8 \cdot 10^{-4} T_m$, полученная эмпирически в работе [80].

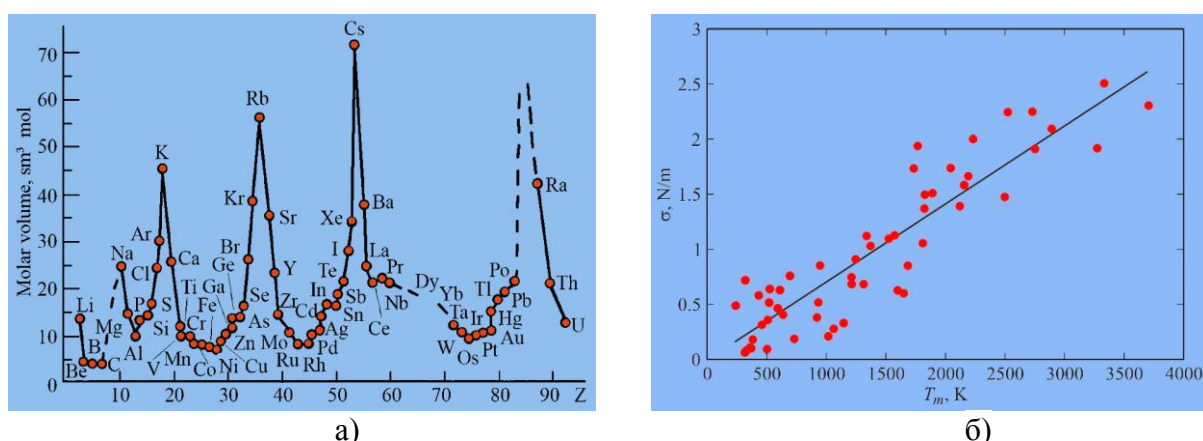


Рисунок 6.26 – Периодическое изменение молярного объема элементов (а); коррелятивная зависимость поверхностной энергии от температуры плавления [80]

Первичные нанотрещины твердого тела возникают при образовании его поверхности из-за ее реконструкции или релаксации. При этом возникают напряжения в поверхностном слое, приводящие к возникновению дислокаций, дефектов упаковки и т.д. и, следовательно, нанотрещин L_{nm} . Размер поверхностного слоя $R(I)$ определен нами в работе [6]:

$$L_{nm} = R(I) = 0,17 \cdot 10^{-9} \nu . \quad (6.22)$$

Уравнение (6.22) определяет параметр – атомный объем металла или его сплава, равный $\nu=M/\rho$ (M – молярная масса, ρ – ее плотность). Химический состав стали 20X13 показан в таблице 6.11.

Таблица 6.11 – Химический состав стали 20X13

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Fe
0,16-0,25	до 0,6	до 0,6	до 0,6	до 0,025	до 0,03	12-14	~ 84

Для твердых растворов примем следующие соотношения:

$$T_m = \sum_{i=1}^n c_i (T_m)_i, \quad M = \sum_{i=1}^n c_i (M)_i, \quad \rho = \sum_{i=1}^n c_i (\rho)_i. \quad (6.23)$$

В [80] показано, что поверхностная энергия объемного металла γ с точностью до

3% равна:

$$\gamma = 7.8 \cdot 10^{-4} \cdot T_m, \quad (6.24)$$

где T_m – температура плавления металла (К).

В слое R(I) нужно учесть размерный эффект и энергия слоя R(I) становится равной γ_1 [82]:

$$\gamma_1 = \gamma(1 - R(I)/R(I) + h) \approx 0.3\gamma, \quad (6.25)$$

Уравнение (6.25) показывает, что энергия слоя R(I) в три раза меньше энергии основного металла. Используя (6.22) – (6.25) приведем параметры стали 20X13 в таблице 6.12.

Таблица 6.12 – Физические параметры стали 20X13

Сталь	$L_{nm} = R(I)$, нм	T_m , К	γ , Дж/м ²	γ_1 , Дж/м ²
20X13	1.21	1820	1.420	0.473

Покрyтия нитрида титана на турбинные лопатки паровой турбины Т – 100/120-130-2 ТМЗ наносились ионно-плазменным методом на установке ННВ-6.6И1 (рисунок 6.27,а). На рисунке 6.27,б показан переходной слой между сталью и нитридом титана, измеренном на сколе турбинной лопатки на электронном микроскопе MIRA 3 фирмы TESCAN. Толщина переходного слоя оказалось равной около 0.13 мкм. Длина трещин идет по схеме: $L_{nm} \rightarrow L_{\mu m} = 10^2 L_{nm}$, т.е. из таблицы 1 следует, что длина мезотрещин равна $L_{\mu m} = 0.121$ мкм, что не только отличается от толщины переходного слоя.

Вверху этого слоя находится TiN, а внизу – сталь 20X13. Чтобы отделить покрытие TiN от стали, нужно затратить работу, которая называется работой или энергией адгезии и дается выражением типа Дюпре [83]:

$$W_a = \gamma_1 + \gamma_2 - \gamma_{12} \approx 2/3(\gamma_1 + \gamma_2), \quad (6.26)$$

где $\gamma_1 = 2.510$ Дж/м² – поверхностная энергия TiN, $\gamma_2 = 1.420$ Дж/м² – поверхностная энергия стали 20X13, $\gamma_{12} \approx 1/3\gamma_1 + 1/3\gamma_2$ – поверхностная энергия переходного слоя. Энергия адгезии равна: $W_a = 2.620$ Дж/м². Напряжения в переходном слое равно σ_a [83]:

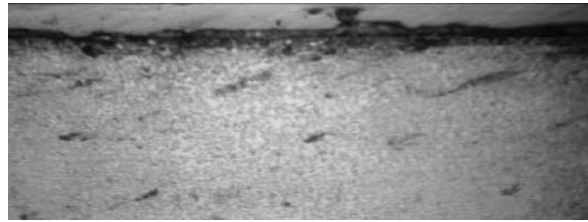
$$\sigma_a = \sqrt{W_a \cdot E / L_{\mu m}}, \quad (6.27)$$

где $E = 236$ ГПа – модуль Юнга переходного слоя.

В результате мы получили: $\sigma_a = 2260$ МПа. Эти напряжения, связанные с переходным слоем в покрытии, следует трактовать как остаточные напряжения. Они связаны с релаксацией поверхности стали 20X13. Какова же твердость переходного слоя? На этот вопрос можно ответить рисунком 6.28,а, взятым из работы [84], где TiN наносился на сталь 12X18H10T.

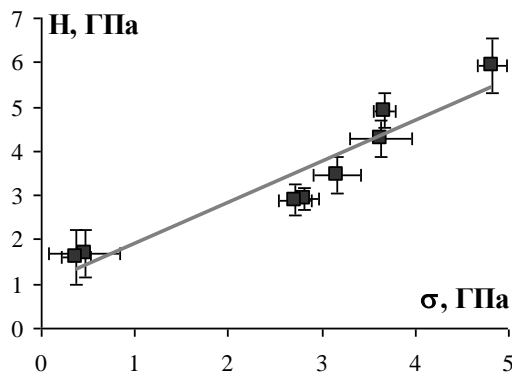


а)

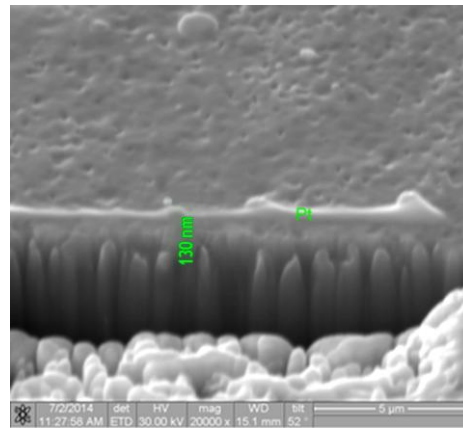


б)

Рисунок 6.27 – Турбинные лопатки с нитрид титановым покрытием (а); переходной слой (б)



а)



б)

Рисунок 6.28 – Зависимость микротвердости от величины сжимающих остаточных напряжений в покрытии TiN на сталь 12X18H10T (а) [84]; толщина переходного слоя (б)

На рисунке 6.28,б показана толщина переходного слоя покрытия, полученного используя систему Quanta 200 3D, которая совмещает в себе сканирующий электронный микроскоп с термоэмиссионным катодом, сфокусированный ионный пучок, позволяющий прецизионно наносить и удалять материалы. Переходной слой отделялся от TiN и стали 20X13 слоем из платины Pt. Из рисунка 6.28,а из значения σ_a следует, что твердость переходного слоя $H \approx 3000$ МПа. Для определения нанотвердости полученных покрытий нами использовалась зондовая лаборатория Ntegra с индентором Берковича. Для покрытия TiN эта величина оказалась равной $H_{TiN} \approx 21000$ МПа, что в 7 раз больше H переходного слоя. Сделаем теперь некоторые сравнения. У стали 20X13 в виде закаленного прутка предел прочности $\sigma_B = 830$ МПа [85], что в 25 раз меньше H_{TiN} , значит у стали идет упрочнение. Для покрытий TiN предел прочности изменятся от 16000 до 30000 МПа в зависимости от способа осаждения покрытий. У литых высокопрочных сталей предел прочности составляет около 1700 МПа, у поковок высокопрочных сталей предел прочности составляет несколько ниже около 1200 МПа, у высокопрочных низколегированных сталей – 550 МПа [10]. Полученную нами величину $H \approx 3000$ МПа следует назвать адгезионной прочностью нитрид титанового покрытия на турбинную лопатку из стали 20X13. Адгезионная прочность покрытий бронз, полученных на стали 45 методом деформационного плакирования составила в среднем 15 МПа [86]. В работе [87] исследовалась адгезионная прочность покрытий Ti-Hf-Si-N на стали 3. На рисунке 6.29,а показана схема установки для проведения эксперимента по измерению адгезионной

прочности покрытия. Суть которого заключалась в следующем – определялись критические нагрузки: во первых, начало проникновения индентора в покрытие; во вторых, когда появляется первая трещина; в третьих, когда происходит отслаивание в некоторых участках покрытия; в четвертых, когда покрытие истирается до стальной основы.

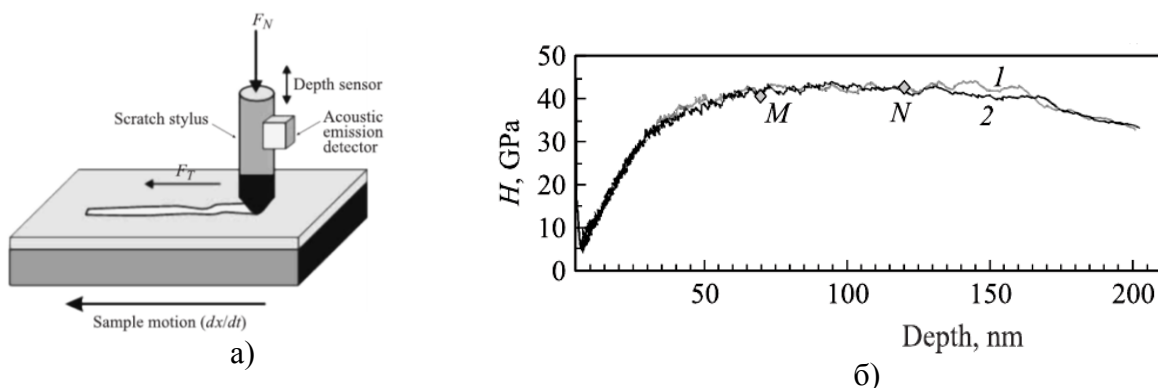


Рисунок 6.29 – Схема экспериментальной установки для определения адгезионной/когезионной прочности. F_N – величина нормальной нагрузки, F_T – сила трения (а); зависимости твердости H от глубины вдавливания (б)

Точками отображаются места, где проводились измерения H . Кривые 1 и 2 соответствуют разным измерениям для одного и того же образца. Светлые точки на части с – места измерений для кривой 1, темные точки – места измерений для кривой 2 [87]. На рисунке 6.29,б показана нанотвердость покрытия с индентором Берковича $H_{\text{TiHfSiN}}=42700$ МПа вместо $H_{\text{TiN}}\approx 21000$ МПа, полученного в нашем покрытии. Результатом работы [12] является тот факт, что адгезионное разрушение покрытия TiHfSiN на стали 3 наблюдается при 9.81 Н. Это соответствует параметру $A_1=H^3/E^2=0.51$ ГПа (при $H=42.7$ ГПа и $E=390$ ГПа). В нашем случае: $A_2=H^3/E^2=0.25$ ГПа (при $H_{\text{TiN}}\approx 21$ ГПа и $E=336$ ГПа). Это соответствует отношению $A_1/A_2=2$ или $H_{\text{TiHfSiN}}/H_{\text{TiN}}\approx 2$, т.е. покрытие TiHfSiN в 2 раза прочнее чем покрытие TiN .

Однако, выше мы отметили: полученную нами величину переходного слоя $H \approx 3$ ГПа следует назвать адгезионной прочностью нитрид титанового покрытия на турбинную лопатку из стали 20X13. Именно в этом слое происходит отделение прочного покрытия от непрочной стали. И именно этот переходной слой формируется за счет первичных трещин, которые характерны для стали 20X13.

На сегодняшний день существуют несколько теорий адгезии, включающие механическую, диффузионную, электронную, адсорбционную, релаксационную и слабого слоя на границе [83]. Механическая теория адгезии была предложена Мак-Беном, согласно которой она осуществляется путем затекания адгезива в трещины на поверхности субстрата с последующим его затвердеванием (рисунок 6.30,а). В нашем случае адгезивом служит покрытие TiN , которое осаждается с помощью плазмы и затекает в трещины, остывая в субстрате. Значит, мы имеем механический вариант теории адгезии. Диффузионная теория адгезии, впервые предложенная Воюцкимом, рассматривает диффузию адгезива в структуру субстрата (рисунок 6.30,б). В нашем случае, происходит диффузия ионов осаждаемого металла внутрь стали. Значит, мы также имеем диффузионный вариант адгезии.

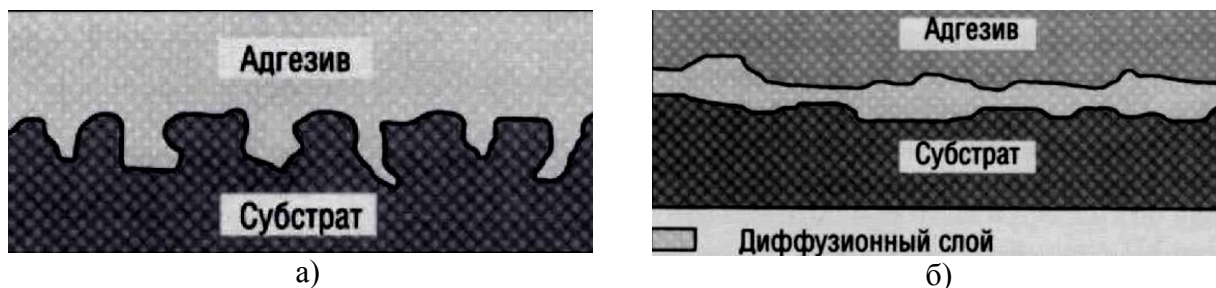


Рисунок 6.30 – Механическая (а) и диффузионная (б) теории адгезии [83]

Электронная теория адгезии была создана Дерягиным и Кротовой. В ее основе лежит электрический конденсатор, обкладки которого представляют адгезив и субстрат (рисунок 6.31,а). В нашем случае, мы имеем покрытие TiN, нанесенное на сталь 20X13, которые также можно рассматривать как конденсатор с различными обкладками, внутри которого находится поверхностный слой. Затронем также релаксационную теорию адгезии, которая рассматривает процессы деформации, обусловленные внутренними напряжениями (рисунок 6.31,б). Релаксационная теория адгезии занимает в нашем рассмотрении ведущую роль.

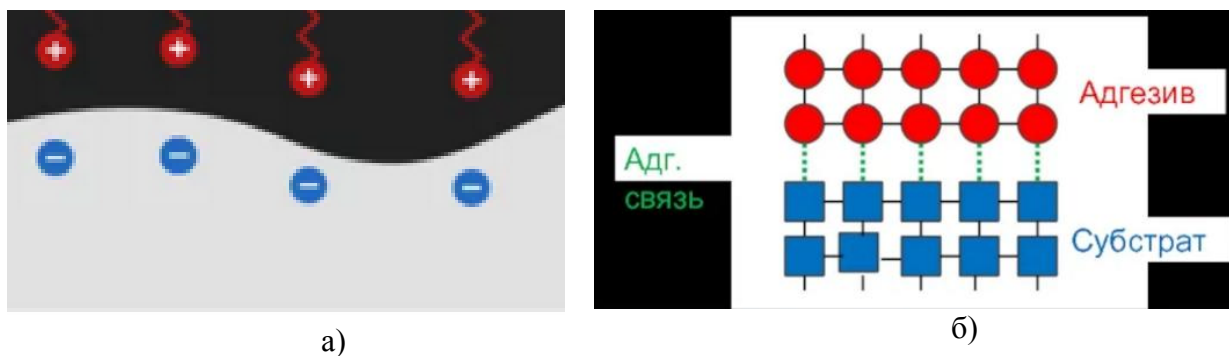


Рисунок 6.31 – Электронная (а) и релаксационная (б) теории адгезии [83]

В настоящем параграфе обоснован новый подход к адгезии покрытий на металл, связанный с наноструктурой поверхностного слоя и первичными трещинами, возникающими от внутренних напряжений в переходном слое из-за эффекта релаксации поверхности. Адгезионная прочность различных покрытий и соединений продолжает оставаться предметом различных способов определения [88] и дискуссий [89].

Имеются разные ГОСТ 9. 302-88 и прочее. Большинство из этих ГОСТ (методов) не включают структуру поверхностного слоя, который возникает за счет диффузионных процессов при нанесении покрытий. В настоящей статье, впервые предложена структура поверхностного слоя обусловленная первичными трещинами, через которые и происходит диффузия осаждаемых компонент. Первичные нанотрещины металла отображают его атомную структуру и через 100 наносекунд они превращаются в мезотрещины, формируя поверхностный слой. Чтобы разрушить этот слой необходимо совершить работу адгезии. Окончательно, адгезионную прочность покрытия можно определить теоретически, используя предложенные в статье формулы и экспериментально определяемые свойства покрытий и основы, на которую осаждаются покрытия.

Рекомендуемая литература

- 1 Дроздов А.Ю. Моделирование динамики развития нанодфектов в металлах при ионной имплантации и деформации // диссертация кандидата физ.-мат. наук, Ижевск, 2007. – 160 с.
- 2 Овидько И.А., Шейнерман А.Г. Зарождение нанотрещин в поликристаллическом кремнии под действием зернограницного скольжения // ФТТ. 2007. – том 49. вып. 6. – С. 1056-1060.
- 3 Скиба Н.В. Взаимодействие мод пластической деформации и их влияние на зарождение и рост трещин в нанокристаллических твердых телах // диссертация доктора физ.-мат. наук, Санкт-Петербург, 2014. – 193 с.
- 4 Николаевцев В.А. Особенности поверхностных акустических волн в неинерциальных системах отсчета, слоистых структурах и структурах с неоднородностями // автореф. кандидата физ.-мат. наук, Саратов, 2012. – 19 с.
- 5 Веттегрень В.И., Пономарев А.В., Кулик В.Б., Мамалимов Р.И., Щербаков И.П. Разрушение кварцевого диорита при трении // Геофизические исследования. 2020. – том 21. № 4. – С. 35-50.
- 6 Веттегрень В.И., Пономарев А.В., Мамалимов Р.И., Щербаков И.П. Нанотрещины при разрушении олигоклаза // Физика земли. 2021. – № 6. – С. 87-92.
- 7 Cottrell A.H. Theory of Crystal Dislocations. – N.Y.: Gordon and Breach, 1964. – 91 p.
- 8 Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. – М.: Металлургия, 1984. – 280 с.
- 9 Gottstein G. Physical Foundations of Materials Science. – Berlin: Springer, 2004. – 502 p.
- 10 Turro N.J., Ramamwite V., Scaiano J.C. Modern Molecular Photochemistry. - Columbia University: University Sci. Press., 2010. – 1085 p.
- 11 Berdibekov A.T., Yurov V.M., Dolya A.V., Guchenko S.A. Primary cracks in atomically smooth crystals alkaline earth elements // Polish journal of science, 2023. – №60. – С. 26-32.
- 12 Berdibekov A.T., Yurov V.M., Dolya A.V., Guchenko S.A. Primary cracks in atomically smooth crystals of alkaline elements // Annali d'Italia, 2023, № 41. – P. 109-119.
- 13 Юров В.М., Гончаренко В.И., Олешко В.С. Исследование первичных нанотрещин атомарно-гладких металлов // Письма в ЖТФ, 2023. – том 49, вып. 8. –С. 35-38.
- 14 Duvall G.E., Graham R.A. Phase transitions under shock-wave loading // Rev. Modern Phys., 1977. – V. 49, No. 3. – P. 523-531.
- 15 Nixson R.S., Boness D.A., Shaner J.W., Moriarty J.A. Acoustic velocities and phase transitions in molybdenum under strong shock compression // Phys. Rev. Lett., 1989. – V. 62, No. 6. – P. 637–640.
- 16 Канель Г.И., Фортов В.Е., Разоренов С.В. Ударные волны в физике конденсированного состояния // УФН, 2007. – Т. 177, № 8. – С. 809-830.
- 17 Meshcheryakov Yu.I., Divakov A.K., Zhigacheva N.I., Makarevich I.P., Barakhtin B.K. Dynamic structures in shock-loaded copper // Phys. Rev. B., 2008. – V. 78, No. 6. – P. 064301.
- 18 Морозов Н.Ф., Индейцев Д.А., Семенов Б.Н., Вакуленко С.А., Скубов Д.Ю., Лукин А.В., Попов И.А., Вавилов Д.С. О динамике материала с изменяющейся микроструктурой // Физическая мезомеханика, 2017. – Т. 20, № 6. – С. 5-15.
- 19 Савенков Г.Г., Семашкин Г.В., Щукина Е.В., Васильев Д.В., Григорьев А.Ю. Особенности механизмов пластической деформации и разрушения при проникании компактных поражающих элементов в металлическую преграду // Известия Санкт-Петербургского технологического института, 2013. – № 18(44). – С. 71-74.
- 20 Козлов Е.А. Модели среды в разведочной сейсмологии. – Тверь: «Изд. Герс», 2006. – 478 с.
- 21 Блонский А.В., Митрушкин Д.А., Савенков Е.Б. Моделирование течений в

дискретной системе трещин: физико-математическая модель // Препринты ИПМ им. М.В. Келдыша, 2017. – № 65. – 28 с.

22 Dobmann G., Cioclov D.D., Kurz J.H. NDT and fracture-mechanics - how can we improve the failure assessment by NDT? - Where we are - where we go? // *Insight.*, 2011. – V. 53, № 12. – P. 668-672.

23 Imry J. *Introduction to Mesoscopic Physics*. Oxford University Press, 1997. – 234 p.

24 Кочанов А.Н. Микротрещины в твердом теле на примере горных пород // ГИАБ, 2015. – №7. – С. 221-225.

25 Лексовский А.М., Баскин Б.Л. Некоторые аспекты зарождения и развития трещин микро- и мезомасштаба и квазихрупкое разрушение однородных материалов // ФТТ, 2011. – том 53, вып. 6. – С. 1157-1168.

26 Корнев В.М. Иерархия критериев прочности структурированных хрупких сред. Сателлитное зарождение микротрещин // *Прикладная механика и техническая физика*, 2000. – Т. 41, № 2. – С. 177-187.

27 Адищев В.В., Корнев В.М. Подход к построению критерия хрупкой прочности трещиноватых тел // *Изв. вузов. Стр-во*. 1997. – № 7. – С. 41-45.

28 Корнев В. М., Адищев В. В., Демешкин А. Г. Экспериментальная апробация критерия страгивания трещин в регулярно-неоднородной среде // *Изв. вузов. Стр-во*. 1998. – №6. – С. 130-133.

29 Федоров В.А., Ушаков И.В., Шелохвостов В.П. Разрушение оптически прозрачных кристаллов с макроскопической трещиной под действием импульсов лазера // *ЖТФ*, 1998. – том 68, № 12. – С. 34-37.

30 Berdibekov A.T., Yurov V.M., Dolya A.V., Guchenko S.A., Gruzin V.V. Primary nanocracks in iron oxides // *Naukovyi visnyk (Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu)*, 2023 (в печати).

31 Wheeler L.P. *Josiah Willard Gibbs - the History of a Great Mind*. – Woodbridge, CT: Ox Bow Press, 1998. – 230 p.

32 Van der Waals J.D. The equation of state for gases and liquids // *Nobel Lectures in Physics*, 1910. – P. 254-265.

33 Guggenheim E.A. *Modern Thermodynamics by the Methods of Willard Gibbs*, Methuen a, Co., London, 1933. –134 p.

34 Duke C.B. *Surfact structure and bonding*. - *Materials science and Engineering*, 1976. – vol. 25, №1. – P 13-17.

35 Mamonova M.V., Prudnikov V.V. & Prudnikova I.A. *Surface Physics: Theoretical Models and Experimental Methods*. CRC Press. 2016. – 384 p.

36 Yurov V.M., Goncharenko V.I., Oleshko V.S. Anisotropy of the surface of cubic body-centered crystal lattices // *Eurasian Physical Technical Journal*, 2021. – Vol.18, No.1(35). – P. 9-15.

37 Беркалиев Б. Железорудная промышленность Казахстана. Алма-Ата, 1974. – 140с.

38 Cornell R.M., Schwertmann U. *The Iron Oxides: Structure, Properties, Reactions, Occurrences, and Uses* – Weinheim, Germany: Wiley, 2003. – 703 p.

39 Martelli G., Smith P.N., Woodward A.J., Light, radiofrequency emission and ionization effects associated with rock fracture // *Geophys. J. Int.*, 1989. – vol. 98, no. 2. – pp. 397-401.

40 Gottstein G., *Physical Foundations of Materials Science*, Berlin: Springer, 2004. – 502 p.

41 Lockner D.A., Byerlee J.D., Kuksenko V., Ponomarev V., Sidorin A., Observations of Quasi-static Fault Growth from Acoustic Emissions // *International Geophysics*, Academic Press, 1992. – vol. 51. – pp. 3-31.

42 Lei X., Ma S., Laboratory acoustic emission study for earthquake generation process // *Earthq Sci.*, 2014. – vol. 27, no. 6. – pp. 627-646.

43 Vettegren V.I., Sobolev G.A., Ponomarev A.V., Shcherbakov I.P., Mamalimov R.I.,

- Nanosecond Dynamics of Destruction of the Surface Layer of a Heterogeneous Nanocrystalline Solid (Sandstone) under the Friction // *Phys. Solid State*, 2017. – vol. 59, is. 5. – pp. 955-959.
- 44 Vettegren V.I., Kadomtsev A.G., Shcherbakov I.P., Mamalimov R.I., Kulik V.B., Formation of Nanoscale Cracks and Fractoluminescence upon Destruction of Carbon Ceramics // *Phys. Solid State*, 2020. – vol. 62. – pp. 2089-2093.
- 45 Портнов В., Юров В., Рева М., Маусымбаева А., Иманбаева С. Наноструктуры в поверхностных слоях угольного вещества // *ВІСНИК Київського національного університету імені Тараса Шевченка. Геологія*, 2021. – №4(95). – С. 54-62.
- 46 Kendall K. *Molecular Adhesion and Its Applications*. Kluwer Academic Publishers, 2004. – 429 p.
- 47 Rodionov V., Zhuravlev V. Study the spin configuration and the saturation magnetization of manganese-zinc ferrite nanoparticles by the Monte Carlo method // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2017. – Vol. 168. – p. 012080.
- 48 Frank F.C. and Read W.T. Multiplication Processes for Slow Moving Dislocations // *Physical Review*, 1950. – Vol. 79. – P. 722-723.
- 49 Hammond Ch. *The Basics of Crystallography and Diffraction*. Published in the United States by Oxford University Press Inc., New York, 2009. – 432 p.
- 50 Peierls R. The size of a dislocation // *Proc. Phys. Soc. London*, 1940. –V. 52. – P. 34–37.
- 51 Nabarro F.R.N. Dislocations in a simple cubic lattice // *Proc. Phys. Soc. London*, 1947, V. 59. P. 256–272.
- 52 Ablowitz M.J., Cole J.T., Hu P. and Rosenthal P. Peierls-Nabarro barrier effect in nonlinear Floquet topological insulators // *Phys. Rev. E* 103, 042214 – Published 27 April 2021.
- 53 Hull D., Bacon D.J. *Introduction to Dislocations*. Published by Elsevier Ltd. 2011. – 268 p.
- 54 Griffith A.A. The theory of rupture // *In Proc. Ist. Congr. Appl. Mech.-Delft.*, 1924. – P. 55-63.
- 55 Kaminsky A.A., Kurchakov E.E. Modelling a Crack with a Fracture Process Zone in a Nonlinear Elastic Body // *Int. Appl. Mech.*, 2012. – Vol. 48, N 5. – P. 552-562.
- 56 Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure // *Acta mater.* 2000. – V. 48. – P. 1–29.
- 57 Москалец М.В. *Основы мезоскопической физики*. – Харьков: НТУ-ХПИ. – 2010. – 180 с.
- 58 Korbel A., Martin P. Microscopic versus macroscopic aspect of shearbands deformation // *Acta Met.*, 1986. – V. 34, No. 10. – P.1905-1909.
- 59 Имри И. *Введение в мезоскопическую физику*. – М: Физматгиз, 2004. – 234 с.
- 60 Poston T., Stewart I. *Catastrophe Theory and Its Applications*. Dover Publications, Incorporated, 2013. – 512 p.
- 61 Paris, P.C., Erdogan, F. A critical analysis of crack propagation laws // *ASME J. Basic Eng.*, 1963. – V. 85D. – P.528-534.
- 62 Cockcroft M.G., Latham D.J. Ductility and workability of metals // *J. Int. Met.*, 1968. – Vol. 96. – P.33–39.
- 63 McClintock F.A. A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes // *ASME J. Appl. Mech.*, 1968. – Vol. 14. – P.363-371.
- 64 Rice J.R., Tracy D.M. On the Ductile Enlargement of Voids in Triaxial Stress Fields // *J. Mech. Phys. Solids*, 1968. – Vol. 4. – P.201-217.
- 65 Ayada M., Higashino T., Mori K. Central Bursting in Extrusion of Inhomogeneous Materials // *Advanced Technology of Plasticity*, 1984. – Vol.1. – P.553-558.
- 66 Zhao D., Bandstra J.P., Kuhn H.A. A new criterion for fracture prediction in metalworking processes // *Concurrent Engineering Approach to Materials Processing: The Minerals, Metals & Materials Society*, 1992. – Vol.8. – P.107-119.
- 67 Yurov V., Berdibekov A., Belgibekov N. Structural-phase composition and properties

multi-phase coatings // Sciences of Europe, 2021. – Vol. 1, №68. – P. 40-45.

68 Yurov V., Berdibekov A., Belgibekov N. Role of surface tension in formation ion-plasma coatings // Znanstvena Misel, 2021, №53. – P. 36-38.

69 Yurov V., Berdibekov A., Belgibekov N. Investigation of parts of mechanisms and machines by the ion-plasma method // The scientific heritage, 2021. – VOL 1, No 64(64). – P. 18-24.

70 Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. Эволюция микроскопических трещин и пор в нагруженных твердых телах // ФТТ. 2005. – том 47. – вып.5. – С.801-807.

71 Букреев К.А., Искандеров А.М., Дмитриев С.В., Umeno Y., Мулюков Р.Р. Теоретическая прочность на сдвиг ОЦК- и ГПУ-металлов // ФТТ, 2014. – Т. 56. – С. 417-422.

72 Федоренков Д.И., Косов Д.А., Туманов А.В. Методика определения констант и параметров модели накопления повреждений с изотропным и кинематическим упрочнением // Физическая мезомеханика. 2022. – том. 25. № 6. – С. 63-74.

73 Симонов Ю.Н., Симонов М.Ю. Физика прочности и механические испытания металлов. – Пермь: Изд-во ПНИПУ, 2020. – 199 с.

74 Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин А.В. Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий. – Томск: Изд-во ТПУ. 2010. – 254 с.

75 Ерасов В.С., Орешко Е.И. // Авиационные материалы и технологии, №3(52), 56, (2018).

76 Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В., Амосова О.В., Sklenicka V. Дефектная структура и механическая стабильность микрокристаллического титана, полученного при равноканальном угловом прессовании // Письма в ЖТФ, 2017, том 43, вып. 1. – С. 38-44.

77 Скиба Н.В. Взаимодействие мод пластической деформации и их влияние на зарождение и рост трещин в нанокристаллических твердых телах. – Диссертация доктора физ.-мат. наук, Санкт-Петербург, 2014. – 193 с.

78 Веттегрень В.И., Кадомцев А.Г., Щербаков И.П., Мамалимов Р.И. Фракто- и фотолюминесценция кварца при разрушении // ФТТ, 2021. – том 63, вып. 8. – С. 1120-1125.

79 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Грузин В.В., Доля А.В. Влияние внешней среды на микротрещины деталей военной техники // «Оборонный комплекс научно-техническому прогрессу», 2023. – № 2. – С. 45-50.

80 Рехвиашвили С.Ш., Кишტიкова Е.В., Кармокова Р.Ю. К расчету постоянной Толмена // Письма в ЖТФ, 2007. – Т. 33, Вып. 2. – С.1-7.

81 Юров В.М. Толщина поверхностного слоя атомарно-гладких кристаллов // Физ.-хим. аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов, 2019. – вып. 11. – С.389-397.

82 Yurov V.M., Goncharenko V.I., Oleshko V.S., Sha Mingun. Anisotropy of the surface of carbon materials // Eurasian Physical Technical Journal, 2021, Vol. 18, No. 3(37). – P. 15-24.

83 Бойко Ю.М. Аутогезия и адгезия стеклообразных полимеров. – Диссер. доктора хим. наук, Санкт-Петербург, 2016. – 415 с.

84 Хамдохов А.З., Тешев Р.Ш., Хамдохов Э.З., Хамдохов З.М., Калажоков З.Х., Калажоков Х.Х. РФЭС - исследования пленок нитрида титана, сформированных электродуговым методом // Поверхность, 2015. – № 7. – С. 61-65.

85 Коробов Ю.С. Анализ свойств газотермических покрытий. Ч. 2. Оценка параметров покрытий. - Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2016. – 92 с.

86 Леванцевич М.А., Максимченко Н.Н., Белый А.Н., Дема Р.Р., Кадошников В.И., Нефедьев С.П., Харчяш М.В. Адгезионная прочность покрытий, сформированных деформационным плакированием гибким инструментом // Упрочняющие технологии и покрытия, 2016. – №6. – С.12-18.

87 Погребняк А.Д., Береснев В.М., Демьяненко А.А., Байдак В.С., Комаров Ф.Ф., Каверин М.В., Махмудов Н.А., Колесников Д.А. Адгезионная прочность и сверхтвердость, фазовый и элементный состав наноструктурных покрытий, сформированных на основе Ti–Hf–Si–N // ФТТ, 2012, том 54, вып. 9. – С. 1764-1771.

88 Мингажев А.Д., Криони Н.К., Мингажева А.А., Давлеткулов Р.К., Сафин Э.В., Гайфуллин М.Р. Способ оценки адгезионной прочности многослойного покрытия. Патент РФ 2717142. Опубликовано: 18.03.2020, Бюл. №8.

89 Кудрявцев П.Г. Прогнозирование прочности адгезионных соединений в дисперсных системах // Scientific collection «Interconf», 2021. – № 46. – P. 353-394.

7 МНОГОФАЗНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЕТАЛЕЙ ВОЕННОЙ ТЕХНИКИ

7.1 Структурно-фазовый состав и свойства многофазных покрытий

В современных материалах должны сочетаться высокие свойства и качества для обеспечения необходимых ресурса и надежности работы изделий военной и авиационно-космической техники, судостроения, машиностроения, атомной энергетики, радиотехники и вычислительной техники, и строительства. Поэтому разработка методов получения функциональных покрытий, отвечающих современным требованиям военного производства, еще долго будет оставаться приоритетным направлением практического материаловедения [1-4]. В настоящей работе приведены результаты исследований многофазных покрытий, полученных ионно-плазменным методом при ионном ассистировании. Предыдущие результаты исследований отражены в [5-10].

Для нанесения покрытий использовались титановые мишени марки ВТ-1-00 по ГОСТ 1908, мишени из стали марки 12Х18Н10Т и многофазная мишень Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al. С помощью этих мишеней наносились покрытия на стальную подложку в газовой среде аргона и азота в течение 40 мин. Толщина покрытий и их элементный состав измерялись с помощью электронного микроскопа Quanta 200 3D, который представляет собой систему с электронным и сфокусированным ионным пучками.

Исследование фазового состава и структурных параметров образцов проводилось на дифрактометре XRD-6000 на CuK_α -излучении. Анализ фазового состава, размеров областей когерентного рассеяния, внутренних упругих напряжений ($\Delta d/d$) проведен с использованием баз данных PCPDFWIN и PDF4+, а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL 2.4. Для образцов была определена нанотвердость покрытий с помощью системы наноидентификации по методу Оливера и Фара с использованием индентера Берковича при нагрузке 1 г и времени выдержки 15 с. На подложку из нержавеющей стали было нанесено покрытие Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al в газовой среде азота в течение 40 мин. На рисунке 7.1 показано электронно-микроскопическое изображение этого покрытия. Для измерения толщины покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al на его поверхности была вырезана площадка сфокусированным ионным пучком. Толщина слоя составляет 1 мкм. На рисунке 7.2 показана толщина покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al модельного образца военной техники № 1. Для исследования элементного состава были сделаны три пробы на разных участках выбранной площадки покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al. На рисунке 7.3 показан элементный состав покрытия в одной точке выбранной площадки.

В таблице 7.1 приведены процентные соотношения химических элементов покрытия. Результаты исследования фазового состава и структурных параметров образца приведены в таблице 7.2.

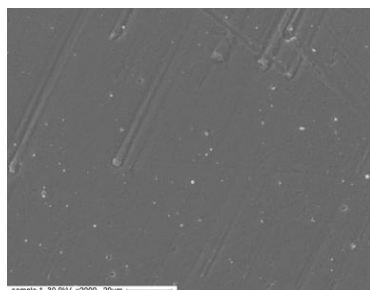


Рисунок 7.1 –
РЭМ покрытия
Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al

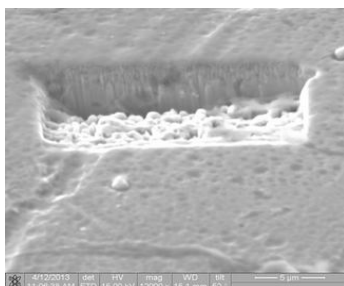


Рисунок 7.2 –
Толщина покрытия
Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al

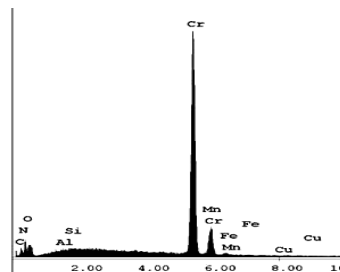


Рисунок 7.3 –
РФЭС покрытия
Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al

Таблица 7.1 – Элементный состав покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al

Element	Wt %	At %	K- Ratio	Z	A	F
N	2,89	8,88	0,0151	1,1767	0,4433	1,0024
O	5,72	15,38	0,0387	1,1656	0,5765	1,0057
Al	0,17	0,27	0,0010	1,0846	0,5532	1,0010
Si	0,29	0,45	0,0022	1,1226	0,6748	1,0020
Cr	89,08	73,67	0,8754	0,9802	1,0010	1,0015
Mn	0,00	0,00	0,0000	0,9619	1,0029	1,0004
Fe	1,26	0,97	0,0115	0,9794	0,9295	1,0003
Cu	0,58	0,39	0,0053	0,9445	0,9680	1,000
Total	100,00	100,00	-	-	-	-

Таблица 7.2 – Фазовый состав Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al в газовой среде азота

Образец	Обнаруженные фазы	Содержание фаз, об. %	Параметры решетки, Å	Размеры ОКР, нм	$\Delta d/d * 10^{-3}$
Образец Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al в газовой среде азота, 40 мин	FeN _{0,0324}	60,6	a = 3,598	103,4	3,460
	TiN _{0,31} O _{0,31}	39,4	a = 4,211	25,6	5,143

Для образца № 1 была определена нанотвердость покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al в газовой среде азота, которая равна 7,413 ГПа, что соответствует 686,57 единицам твердости по методу Виккерса (рисунок 7.4). Было определены: модуль текучести данного покрытия, который равен 169,51 ГПа, текучесть составляет 0,68 %, и релаксация покрытия равна 0,05%. Для определения всех вышеперечисленных параметров было определено число Пуассона для покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al в газовой среде азота, равное приблизительно 0,30. На образец №2 из нержавеющей стали было нанесено покрытие 12X18H10T+Ti в газовой среде азота в течение 40 мин. В результате исследования мы измерили толщину нанесенного слоя и сделали элементный анализ данного покрытия. На рисунке 7.5 показано электронно-микроскопическое изображение покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде азота модельного образца военной техники до начала исследования.

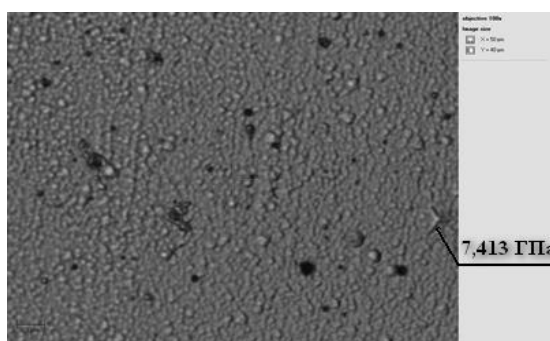


Рисунок 7.4 – Нанотвердость покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al в газовой среде азота

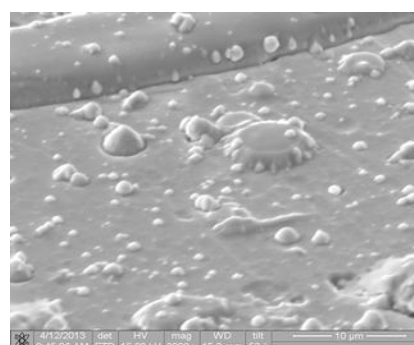


Рисунок 7.5 – РЭМ покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде азота

Для измерения толщины нанесенного слоя покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде азота модельного образца военной техники №2 на его поверхности была вырезана площадка сфокусированным ионным пучком. Толщина слоя составляет 1,5 микрона. На рисунке 7.6 показана толщина покрытия 12X18H10T + Ti в газовой среде азота модельного образца военной техники №2. На рисунке 7.7 показан элементный состав в одной точке покрытия 12X18H10T+Ti в среде азота.

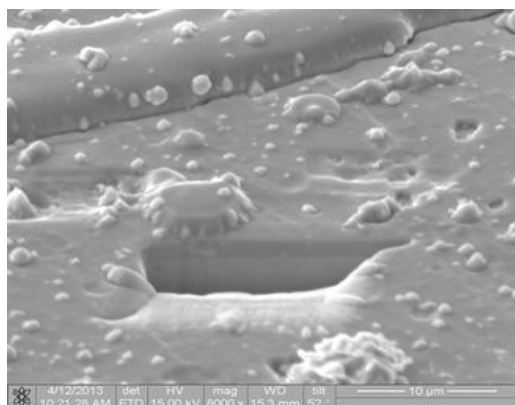


Рисунок 7.6 – Толщина покрытия 12X18H10T+Ti в среде азота

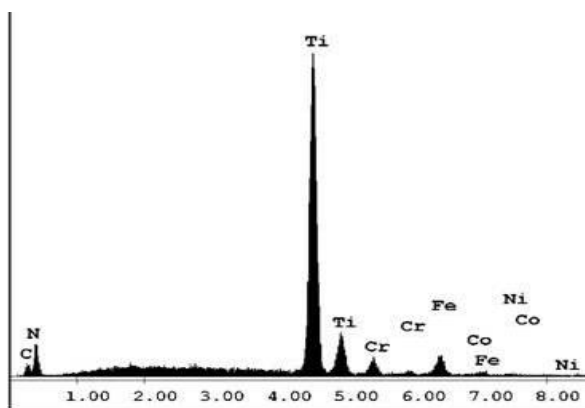


Рисунок 7.7 – Элементный состав покрытия 12X18H10T+Ti в среде азота

В таблице 7.3 приведены процентные соотношения химических элементов покрытия.

Таблица 7.3 – Элементный состав покрытия 12X18H10T+Ti в среде азота

Element	Wt %	At %	K- Ratio	Z	A	F
N K	4,47	14,18	0,0259	1,1843	0,4877	1,0027
Ti K	73,00	67,66	0,7304	0,9902	0,9969	1,0137
Cr K	5,96	5,09	0,0547	0,9860	0,9196	1,0130
Fe K	14,17	11,26	0,1327	0,9850	0,9486	1,0024
Ni K	2,40	1,81	0,0230	0,9983	0,9620	1,0000
Total	100,00	100,00	-	-	-	-

Результаты исследования фазового состава и структурных параметров приведены в таблице 7.4.

Таблица 7.4 – Фазовый состав покрытия 12X18H10T+Ti в среде азота

Образец	Обнаружены фазы	Содержание фаз, об. %	Параметры решетки, Å	Размеры ОКР, нм	$\Delta d/d \cdot 10^{-3}$
12X18H10T+Ti в газовой среде азота	FeN _{0.0324}	9,8	a = 3.592	10,35	2,18
	TiN	85,5	a = 4,240	14,71	5,87
	Fe-α	4,6	a = 2.864	7,29	4,84

Для образца №2 была определена нанотвердость покрытия 12X18H10T с Ti в газовой среде азота, которая равна 35,808 ГПа, что соответствует 3 316, 2 единицам твердости по методу Виккерса (рисунок 7.8). Были определены: модуль текучести покрытия 12X18H10T с Ti в газовой среде азота, который равен 378,56 ГПа, текучесть его составляет 0,15%, и релаксация покрытия равна 0,05%. Для определения всех вышеперечисленных параметров было определено число Пуассона для покрытия 12X18H10T с Ti в газовой среде азота равное приблизительно 0,27. На образец №3 из нержавеющей стали так же было нанесено покрытие 12X18H10T+Ti в газовой среде аргона в течение 40 мин. На рисунке 7.9 показано РЭМ покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде аргона образца до начала исследования. Толщина слоя составляет 989,98 нм. На рисунке 7.10 показана толщина покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде аргона образца военной техники №3.

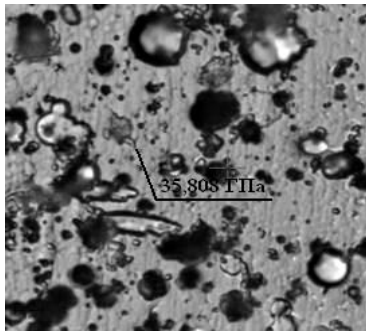


Рисунок 7.8 –
Нанотвердость покрытия
12X18H10T+Ti
в среде азота

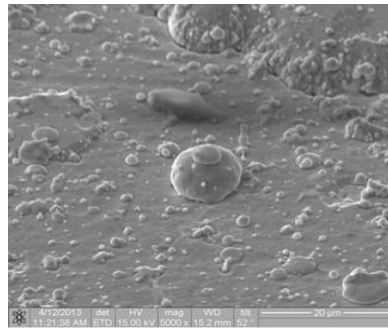


Рисунок 7.9 –
РЭМ покрытия
12X18H10T+Ti
в среде аргона

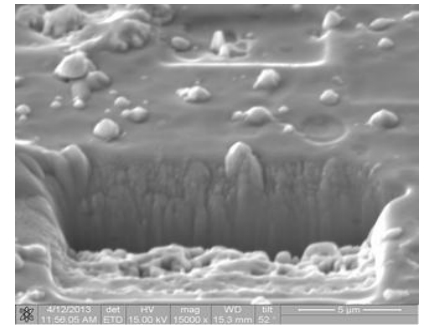


Рисунок 7.10 –
Толщина покрытия
12X18H10T+Ti
в среде аргона

На рисунке 7.11 показан элементный состав покрытия в одной точке выбранной площадки покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде аргона. В таблице 7.5 приведены процентные соотношения химических элементов покрытия. Для образца №3 была определена нанотвердость покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде аргона (рисунок 7.12), которая равна 3,339 ГПа, что соответствует 309,27 единицам твердости по методу Виккерса. Как и для первых двух образцов было определены модуль текучести, который равен 111,03 ГПа, текучесть составляет 1,07%, релаксация покрытия, равна 0,08%. Число Пуассона – 0,27.

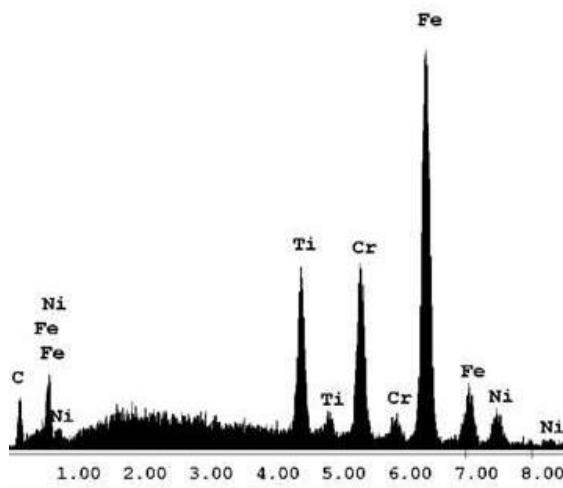


Рисунок 7.11 –
Элементный состав покрытия
12X18H10T+Ti в среде аргона

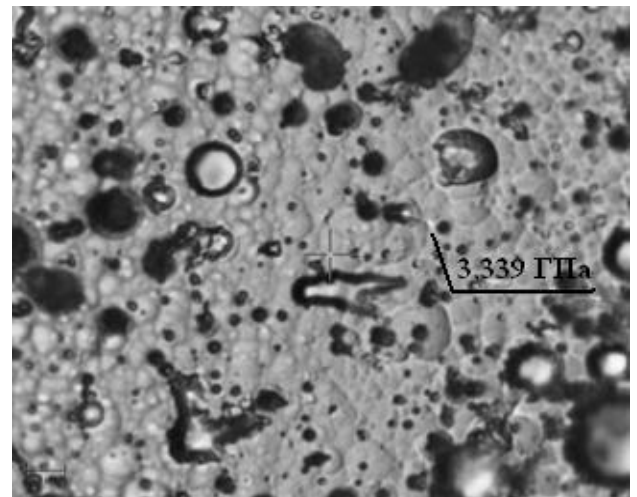


Рисунок 7.12 – Нанотвердость покрытия
Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al
в среде азота

Таблица 7.5 – Элементный состав покрытия 12X18H10T+Ti в среде аргона

Element	Wt %	At %	K- Ratio	Z	A	F
N K	10,26	11,68	0,1089	1,0015	0,9839	1,0765
Cr K	16,05	16,83	0,1750	0,9981	0,9836	1,1103
Fe K	64,96	63,40	0,6408	0,9980	0,9798	1,0089
Ni K	8,73	8,10	0,0840	1,0127	0,9502	1,0000
Total	100,00	100,00	-	-	-	-

Из приведенных выше экспериментальных данных следует, что при нанесении покрытий в течение 40 минут формируются покрытия толщиной (1-1,5) мкм. Элементный анализ показал высокое содержание Cr в покрытии Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al в газовой среде

азота – 89,09 %. Покрытие 12X18H10T+Ti в газовой среде азота содержит 73 % Ti, а покрытие 12X18H10T+Ti в газовой среде аргона имеет высокое содержание Fe – 64,96 %.

Данное исследование элементного состава показало, что все элементы рабочих мишеней присутствуют в их покрытиях, однако соотношение между ними может значительно изменяться.

В первом и во втором покрытиях в результате ионно-плазменной обработки образовались нитриды, что и оправдывает возрастание их нанотвердости. В третьем покрытии нанотвердость увеличилась незначительно относительно нанотвердости подложки. Для покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al в газовой среде азота нанотвердость равна 7,413 ГПа, для покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде азота 35,808 ГПа и для покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде аргона она равна 3,339 ГПа. Из приведенных данных следует, что наибольшей нанотвердостью обладает покрытие 12X18H10T+Ti, полученное одновременным распылением титанового катода и катода из нержавеющей стали в газовой среде азота. Представляет интерес сравнение полученных результатов с известными данными по наноиндентированию других материалов. Такие данные представлены в таблице 7.6. Результат сравнения показывает, что нанотвердость покрытия 12X18H10T+Ti в среде азота превосходит все представленные в таблице 7.6 материалы, среди которых последние три используются как упрочняющие и абразивные покрытия. Структурно-фазовый анализ выявил, что покрытие Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al в газовой среде азота имеет две фазы FeN_{0,0324} – 60,6%, TiN – 39,4%, покрытие 12X18H10T+Ti в газовой среде азота имеет три фазы FeN_{0,0324} – 9,8%, TiN – 85,5%, Fe – α – 4,6%.

Таблица 7.6 – Свойства материалов, рассчитанные по данным наноиндентирования [11]

Материал	H, ГПа	E, ГПа	R, %
Медь	2,1	121	14
Титан (OT4-1)	4,1	130	19
Многослойная пленка Ti/α-C:H	8,0	128	34
Аморфная лента Zr-Cu-Ti-Ni	11,5	117	42
Кремний (100)	11,8	174	62
Тонкая пленка Ti-Si-N	28,4	295	62

Последнее обстоятельство приводит к резкому возрастанию нанотвердости. В таблице 7.7 приведены свойства нитридных покрытий.

Таблица 7.7 – Свойства нитридных покрытий

Нитрид	Температура плавления покрытия, °C	Микротвердость покрытия ГПа	Электропроводность покрытия, мкОм ⁻¹ ·м ⁻¹	Поверх. натяжение покрытия, Дж/м ²	Поверх. натяжение металла, Дж/м ²
TiN	2945	20,0	40	0,474	1,933
ZrN	2955	16,0	18	0,518	2,125
HfN	3330	22,0	32	0,610	2,503
NbN	2320	14,0	78	0,670	2,741
TaN	3360	17,5	180	0,735	3,014

Видно, что и в этом случае твердость покрытий 12X18H10T+Ti в газовой среде азота (35,808 ГПа) превосходит твердость всех представленных в таблице 6 покрытий.

Одна из ключевых проблем, которые следует решить при создании наноконпозиционных ионно-плазменных покрытий – генерация многокомпонентных потоков, осаждаемых на подложку. Основная идея, использованная в настоящей работе, заключалась в следующем: для генерации многокомпонентных потоков ионов различных металлов, осаждаемых на подложку, мы использовали многофазный композиционный катод на одной пушке вакуумной установки и однофазный катод из титана на другой пушке. В процессе одновременного распыления различных катодов ионы металлов перемешиваются в плазме и, после осаждения, формируют покрытие. Однако механизм формирования покрытий с высокой твердостью остается пока не совсем ясным и исследования в этой области только начинают проводиться.

Из приведенных выше экспериментальных данных следует, что при нанесении покрытий в течение 40 минут формируются покрытия толщиной (1-1,5) мкм. Элементный анализ показал высокое содержание Cr в покрытии Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al в газовой среде азота – 89,09%. Покрытие 12X18H10T+Ti в газовой среде азота содержит 73% Ti, а покрытие 12X18H10T+Ti в газовой среде аргона имеет высокое содержание Fe – 64,96%.

В первом и во втором покрытиях в результате ионно-плазменной обработки образовались нитриды, что и оправдывает возрастание их нанотвердости. В третьем покрытии нанотвердость увеличилась незначительно относительно нанотвердости подложки.

7.2 Покрытия деталей военной техники ионно-плазменным методом

Среди методов нанесения защитных покрытий на детали военной техники, основанных на воздействии на поверхность детали потоков частиц и квантов с высокой энергией, большое внимание привлекают вакуумные ионно-плазменные методы [1-4]. Характерной их чертой является прямое преобразование электрической энергии в энергию технологического воздействия, основанной на структурно-фазовых превращениях в осажденном на поверхности конденсате или в самом поверхностном слое детали, помещенной в вакуумную камеру.

Основным достоинством данных методов является возможность создания весьма высокого уровня физико-механических свойств материалов в тонких поверхностных слоях, нанесение плотных покрытий из тугоплавких химических соединений, а также алмазоподобных, которые невозможно получить традиционными методами. Кроме того, эти методы позволяют:

- обеспечивать высокую адгезию покрытия к подложке;
- равномерность покрытия по толщине на большой площади;
- варьировать состав покрытия в широком диапазоне, в пределах одного технологического цикла;
- получить высокую чистоту поверхности покрытия;
- экологическую чистоту производственного цикла.

Для повышения эксплуатационных свойств деталей военной техники применяют специальные стали и сплавы, объем мирового производства которых неуклонно падает. Это связано как с высокой их стоимостью, так и с разработкой новых технологий, позволяющих повысить твердость, износостойкость и другие свойства деталей из более дешевых сортов стали. К таким технологиям относятся методы химико-термической обработки деталей и нанесение на них специальных покрытий. Одним из методов химико-термической обработки стальных деталей является метод ионно-плазменного азотирования. В последние годы этот метод активно исследуется как теоретически, так и экспериментально. Создан ряд промышленных установок ионно-плазменного азотирования в разных странах. Хотя способы получения наноструктурных материалов и покрытий довольно разнообразны [5], но все они основаны на механизме интенсивной диссипации энергии, обобщенной в трех стадиях формирования. На первой стадии идет

процесс зародышеобразования, который из-за отсутствия соответствующих термодинамических условий, не переходит в массовую кристаллизацию. Вторая стадия представляет собой формирование вокруг нанокристаллических зародышей аморфных кластеров, которые на третьей стадии – объединяются в межкристаллитную фазу с образованием диссипативной структуры.

Каждая из перечисленных стадий представляет собой сложный процесс. Достаточно указать на процесс образования зародышей новой фазы, теория которых развивается уже более 100 лет и основные положения которой были заложены еще Гиббсом и затем развиты Фольмером, Беккером и Дёрингом, Странским и Каишевым, Френкелем, Зельдовичем [6].

Несмотря на различные модификации и уточнения классической теории зародышеобразования и её вполне правильном качественном описании процесса зарождения центров кристаллизации, она все-таки далека от соответствия экспериментальных и теоретических данных. Это вызвано следующими обстоятельствами:

- теория построена на грубом допущении, что микроскопические скопления атомов обладают макроскопическими характеристиками (в частности, σ) и, в целом, равновесными термодинамическими параметрами;

- практически, во всех работах, посвященных начальной стадии зарождения новой фазы (включая и работы последних лет), образование метастабильной фазы считается мгновенным;

- теория (и ее модификации) содержит ряд параметров, не имеющих строго количественного решения.

Применительно к нашим задачам, мы модифицировали модель образования кластеров, предложенную в работе [7]. Для равновесного числа атомов в кластере мы получили:

$$N_0 = \left(\frac{1}{c} \cdot \frac{\ln n_0}{n_0} \cdot \frac{kG^\circ}{kT} \right)^{1/2}. \quad (7.1)$$

Сделаем оценку числа частиц в кластере для покрытия нитрида титана: $G^\circ \approx 410$ кДж/моль; $c \approx 0,001$; $\ln(n_0)/n_0 \approx 0,02$; $k = 1,38 \cdot 10^{-23}$, $T = 300$ К. Тогда $N_0 \approx 60$ атомов титана. Полученное нами значение коррелирует с числом атомов N в зародыше при гомогенном образовании нанокластеров различных металлов. При этом размер кластера – $r \approx 1$ нм.

Еще сложнее оказывается третья стадия формирования покрытия, когда рост пленки определяется условиями на подвижной границе раздела фаз. Такого рода задачи получили название «проблема Стефана» [8]. С математической точки зрения краевые задачи такого типа принципиально отличны от классических задач [9]. Вследствие зависимости размера области переноса потока от времени, к этому типу задач неприменимы классические методы разделения переменных и интегральных преобразований Фурье, так как, оставаясь в рамках классических методов математической физики, не удаётся согласовать решение уравнения с движением границы раздела фаз.

Всякие попытки получить аналитическим путём точное решение краевой задачи обобщённого типа в области с границей, движущейся по произвольному закону, приводили к системе интегральных уравнений Вольтера II рода, разрешить которую не удавалось вследствие сложности ядер уравнения системы [9]. Обзор современных достижений в решении проблемы Стефана дан в монографии [10].

Применительно к нашим задачам, мы использовали решение задачи Стефана, предложенной в работе [11], заменив поток электронов на поток адатомов на поверхности

подложки. Тогда для плотности потока атомов или ионов $\rho(r, t)$, формирующих покрытий, мы получим следующее уравнение:

$$\rho(r, t) = \text{const} \cdot J_0\left(\frac{2r}{R}\right) \cdot \frac{1}{\beta(t)}, \quad (7.2)$$

где J_0 – функция Бесселя нулевого порядка; r – текущая координата; R – геометрический размер подложки; $\beta(t)$ – скорость движения раздела фаз. График функции $\rho(r)$ показан на рисунке 7.13.

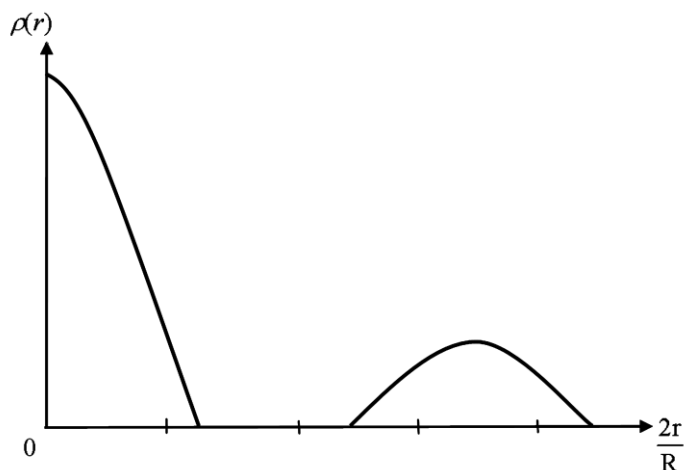


Рисунок 7.13 – График функции $\rho(r)$ при $r > 0$

Из рисунка 7.13 и формулы (7.2) следует, что поток атомов, формирующих покрытие, распадается, образуя «островки». Полученный нами результат согласуется с островковой моделью формирования ионно-плазменных покрытий [12]. Из формулы (7.2) также следует, что с увеличением скорости роста покрытия $\beta(t)$ плотность потока атомов падает и это приводит к ухудшению качества покрытия. Такая ситуация характерна в том случае, когда теплофизические параметры подложки и наносимого материала сильно различаются. Чтобы исправить такую ситуацию, необходимо использовать композиционные (многофазные) катоды для нанесения покрытий.

Сделаем еще одно замечание. Учет поверхностного натяжения на границе раздела фаз приводит к существенному изменению кинетики формирования покрытий. На рисунках 7.14 и 7.15 показана структура двух многофазных покрытий, имеющих различное поверхностное натяжение.

В первом случае (рисунок 7.14) мы наблюдаем незамкнутые диссипативные структуры, а во втором (рисунок 7.15) – глобулярную структуру. Подробнее влияние поверхностного натяжения на структуру покрытий мы обсудим ниже. В рамках проблемы Стефана нам известна лишь одна работа [13], в которой учтена роль поверхностного натяжения.

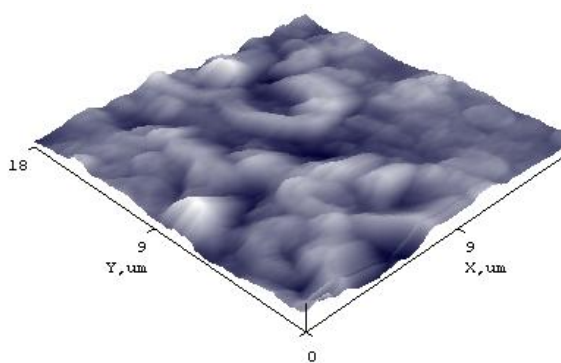


Рисунок 7.14 – АСМ изображение поверхности покрытия Fe-Al

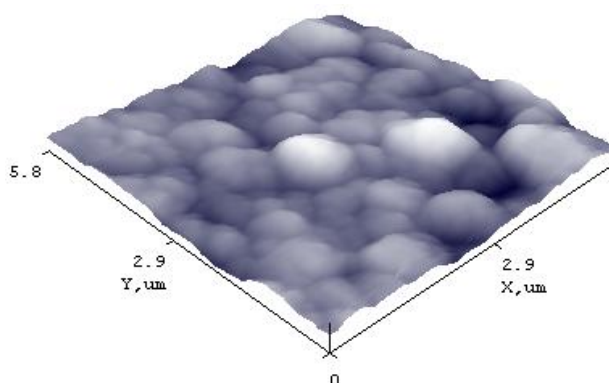
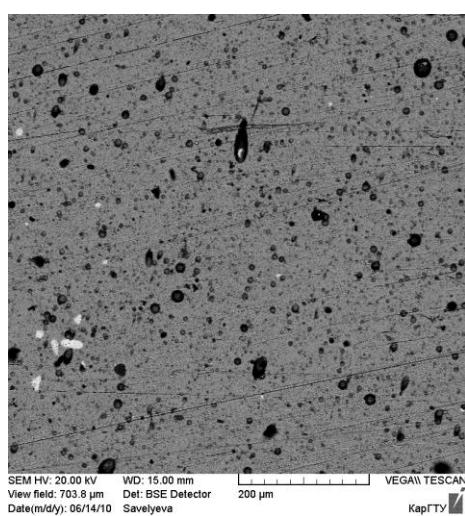


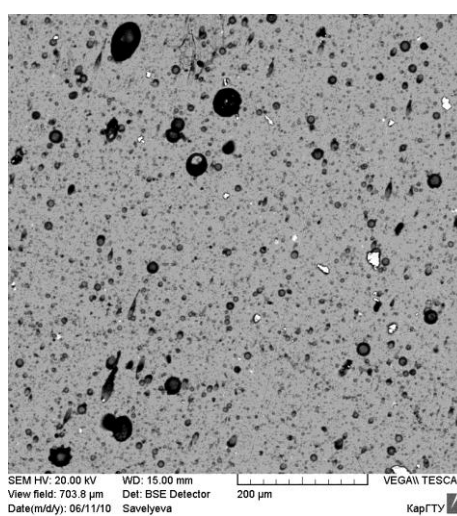
Рисунок 7.15 – АСМ изображение поверхности покрытия Zn-Al

Непосредственное влияние на структуру и физические свойства покрытий, полученных методом ионно-плазменного осаждения, оказывают следующие параметры [1-4, 12]: давление реакционного газа в рабочей камере; потенциал основы; ток разряда дуги; свойства материала катода; температура подложки. На рисунках 7.16 и 7.17, в качестве примера, показаны электронно-микроскопические и АСМ-изображения композиционных покрытий при температурах подложки 350 и 450 °С.

Из рисунка 7.16 видно, что при температуре 450°С происходит коагуляция цинковой фазы в более крупные фрагменты, причем остальная (большая часть) становится более равномерной. Это отчетливо видно на АСМ-изображении (рисунок 7.17). Аналогичная ситуация наблюдается для других покрытий. Оптимальная температура подложки для всех композиционных покрытий оказалась равной около 400°С. Измельчение зерновой структуры материала покрытия с увеличением температуры подложки сопровождается ростом твердости до некоторого критического среднего размера нанозерна. Снижение твердости при дальнейшем уменьшении среднего размера зерна в покрытии происходит из-за проскальзывания по межзерненным границам (ротационный эффект). В этом случае для дальнейшего повышения твердости требуется затормозить процесс скольжения по межзерненным границам. Такое торможение может быть достигнуто за счет формирования соответствующей наноструктуры с упрочнением межзерненных границ при использовании многокомпонентных потоков.



350 °С



450 °С

Рисунок 7.16 – Электронно-микроскопическое изображение покрытия Zn-Al

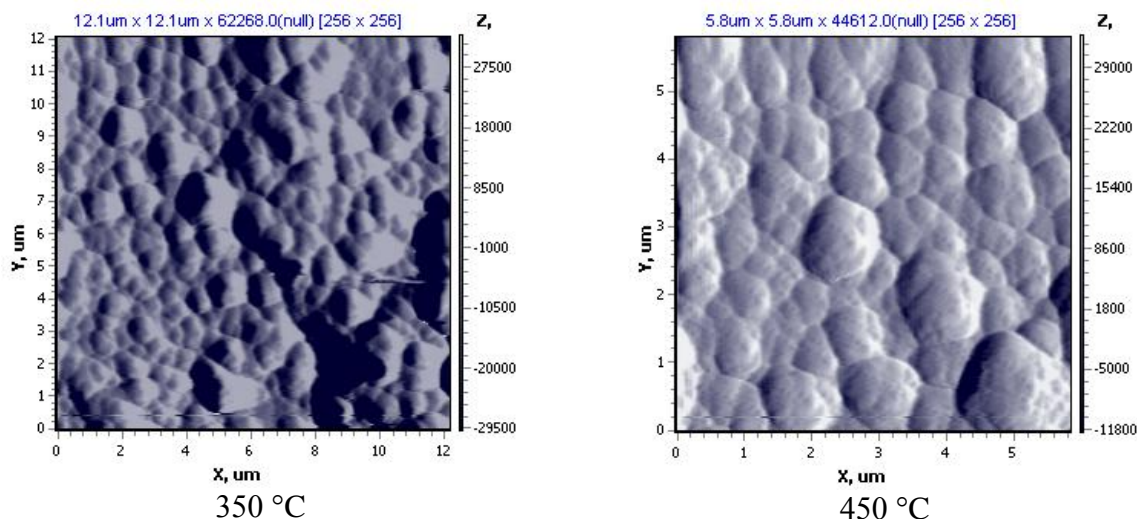


Рисунок 7.17 – АСМ-изображение покрытия Zn-Al

На рисунке 7.18 показано электронно-микроскопическое изображение покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al+Ti в среде аргона. Отчетливо видны зерна титана с размером от 1 до 10 мкм в диаметре. Материалы с таким размером зерен принято называть крупнокристаллическими [1].

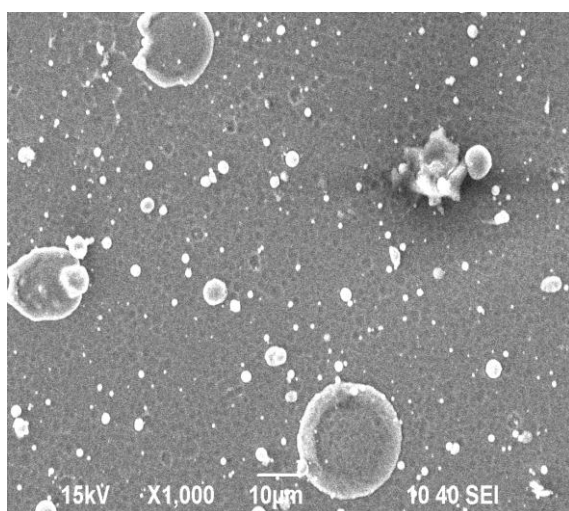


Рисунок 7.18 – Электронно-микроскопическое изображение покрытия Cr-Mn-Si-Cu- Fe-Al+Ti в среде аргона

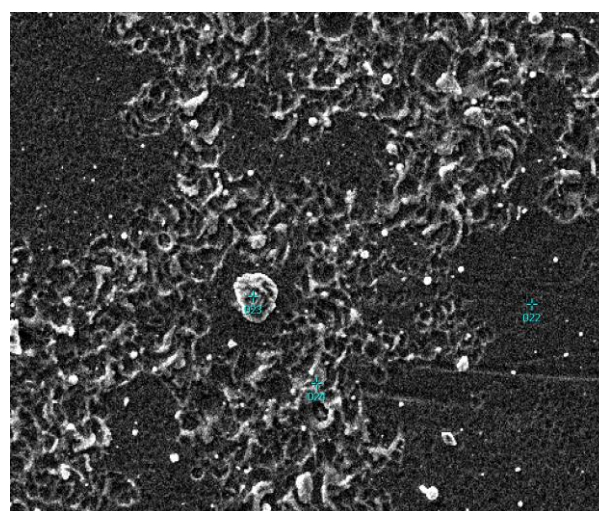


Рисунок 7.19 – Электронно-микроскопическое изображение покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al + Ti в среде азота

Результаты количественного РФЭС-анализа показали, что содержание Mn, Si, Cu и Al менее 1 масс. %. В среде азота структура покрытия резко изменяется (рисунок 7.19), благодаря образованию нитрида титана. В этом случае средний размер зерен составляет (100-150) нм. Такие покрытия называют субмикрокристаллическими [1]. Результаты количественного РФЭС-анализа покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al+Ti в среде азота показали, что содержание хрома, титана и азота близки между собой. Это говорит о том, что помимо образования нитрида титана идет процесс образования и нитрида хрома. Из рисунка 7.19 видно, что микрокристаллиты нитридов титана и хрома имеют преимущественную ориентацию (предположительно в направлении (200)), что также отлично от сферической симметрии микрокристаллитов чистого титана (рисунок 7.18).

Увеличение тока разряда дуги приводит к увеличению толщины покрытия, однако

при возрастании тока свыше 130 А снижается совершенство структуры и резко повышается количество капельной фазы, которая является причиной снижения прочности сцепления подложки с покрытием (рисунок 7.20). При малой мощности разряда (ток дуги <20-30 А) из-за уменьшения коэффициента ионизации плазмы в пленку «замуровываются» нейтральные частицы реакционного газа и катода, что способствует повышению концентрации дефектов покрытия (рисунок 7.21).

Нами была исследована зависимость свойств композиционных покрытий от давления азота в рабочей камере; при этом сила тока, опорное напряжение, материал катода, условия закрепления и теплоотвода, время процессов очистки и напыления оставались постоянными. В таблице 7.8 представлены результаты по микротвердости.

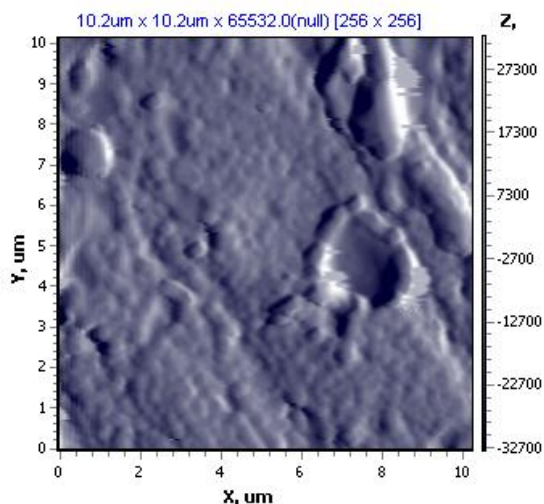


Рисунок 7.20 – Возникновение капельной фазы при возрастании тока свыше 130 А для композиционного покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al (АСМ-изображение)

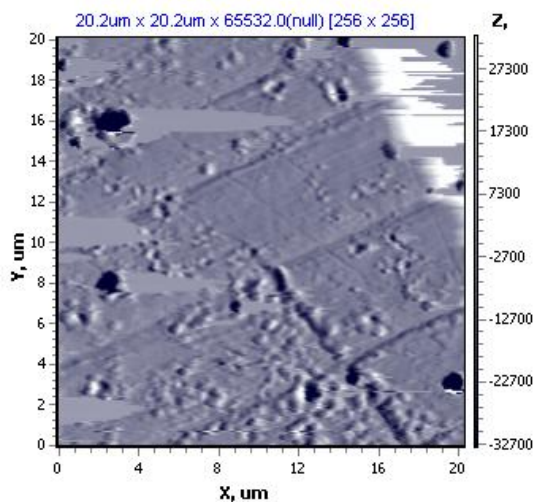


Рисунок 7.21 – Повышение концентрации дефектов покрытия Mn-Fe-Cu-Al при малой мощности разряда (АСМ-изображение)

Таблица 7.8 – Зависимость микротвердости покрытия от давления газа в камере

Остаточное давление газа в камере, мм рт. ст.	Микротвердость по Виккерсу, HV			
	Al-Fe	Zn-Cu-Al	Zn-Al	Al-Fe
10^{-8}	0,662	-	-	0509
10^{-7}	0,660	-	-	0,512
10^{-6}	0,600	0,573	0,569	0,514
10^{-5}	0,610	0,600	0,520	0,470

При давлении азота $P=(0,058-0,81)$ Па формируется мелкая плотная текстура, близкая к стехиометрическому составу, которая характеризуется оптимальным, с точки зрения металлических свойств, соотношением металлической и ионной составляющих связи. При этом содержание капельной фазы уменьшается, а количество пор и отслоений увеличивается. При дальнейшем повышении давления большое число свободных ионов приводит к резкому увеличению количества пор и отслоений.

Проанализировав результаты исследования, можно сделать вывод о том, что образцы, полученные при давлении азота $P=(0,081-0,81)$ Па, имеют наиболее равномерно распределенную мелкую плотную структуру, минимальное содержание капельной фазы, пор, наплывов, отслоений и наибольшие значения микротвердости.

Показать, что рассматриваемая структура является фрактальной, можно используя соотношение периметра и площади плоских фигур применительно к структурам, сформировавшимся в поверхностном слое материала. Известно [14], что для каждого

семейства плоских геометрических фигур отношение γ периметра L к площади S :

$$\gamma = \frac{L}{S^{1/2}} \quad (7.3)$$

остаётся постоянным и не зависит от размера фигуры.

Однако если структура фрактальна, то, как показано в [15], γ следует заменить на γ_D :

$$\gamma_D = \frac{L(\ell)^{1/D}}{S(\ell)^{1/2}}, \quad (7.4)$$

где D – фрактальная размерность Хаусдорфа рассматриваемой структуры.

Отношение (4) не зависит от размера фрактальной структуры, но зависит от выбора эталона длины ℓ , поскольку длина самоподобной границы фрактала $L(\ell)$ зависит от длины эталона, с помощью которого она измеряется и $L(\ell) \rightarrow \infty$ при $\ell \rightarrow 0$. Площадь фрактала остаётся конечной при $\ell \rightarrow 0$ и определяется как:

$$S(\ell) = N\ell^2, \quad (7.5)$$

где N – число клеток площадью ℓ^2 , необходимых для покрытия плоского фрактала.

В целом, фрактальные структуры с самоподобными границами удовлетворяют соотношению периметра и площади [14]:

$$L(\ell) = C\ell^{1-D} [S(\ell)]^{D/2}, \quad (7.6)$$

где C – коэффициент пропорциональности.

Соотношение (7.6) соблюдается для любого эталона длины ℓ , достаточно малого для того, чтобы обмерить самое малое из фрактальных множеств.

Фрактальные размерности нами рассчитывались по АСМ-изображениям на высоте средней плоскости (рисунок 7.22). Чем ниже величина фрактальной размерности контуров D_k , тем более крупномасштабные структуры присутствуют в материале. Величина фрактальной размерности структуры определяет ее пространственный характер. Соответственно, чем ниже значение D_s , тем более «островковый» характер имеет структура.

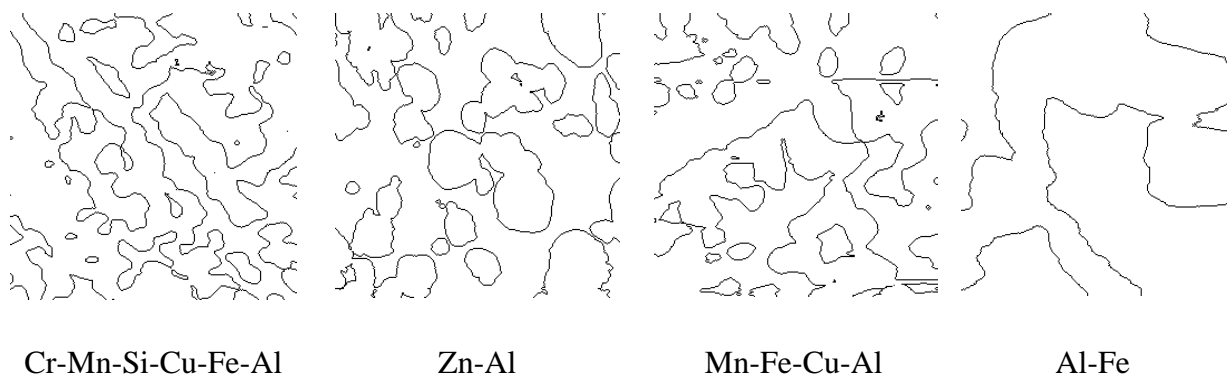


Рисунок 7.22 – Фрактальные структуры многофазных покрытий

В таблице 7.9 приведены измеренные нами значения физических величин для покрытий с глобулярной структурой. Из таблицы 7.9 видно, что микротвердость и модуль Юнга уменьшаются с уменьшением фрактальной размерности структуры покрытия. Отметим также, что фрактальная размерность структуры покрытия ниже, чем фрактальная размерность структуры металлической подложки.

Таблица 7.9 – Значения микротвердости и модуля упругости для покрытий с различной фрактальной размерностью

Композиционное покрытие	Микротвердость, ГПа	Модуль Юнга, ГПа	Фрактальная размерность структуры D_s
Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al	55,0	0,6	1,89
Zn-Al	42,0	0,5	1,81
Mn-Fe-Cu-Al	36,0	0,3	1,79

Основные результаты, полученные в данном параграфе, следующие:

- из приведенных в статье экспериментальных данных следует, что прежде чем использовать катод для ионно-плазменной обработки материала военной техники, необходимо исследовать его микроструктуру и убедиться, что данный катод представляет собой твердый раствор;

- показано, метод РФЭС позволяет с высокой точностью определять состав покрытия, что очень важно для направленного синтеза композиционных покрытий с заданными свойствами;

- показано, что метод АСМ позволяет перекинуть мост между атомной структурой покрытия и его макроскопическими свойствами;

- экспериментально исследовано влияние на структуру и физические свойства покрытий деталей военной техники, полученных методом ионно-плазменного осаждения, следующих параметров: давление реакционного газа в рабочей камере; потенциал основы; ток разряда дуги; свойства материала катода; температура подложки. Определены их оптимальные значения при генерации многокомпонентных потоков;

- показано, что микротвердость и модуль Юнга уменьшаются с уменьшением фрактальной размерности структуры покрытия. Отметим также, что фрактальная размерность структуры покрытия ниже, чем фрактальная размерность структуры металлической подложки.

7.3 Покрытия деталей военной техники с использованием композиционных мишеней

В современных условиях, производство конкурентоспособной продукции военной техники и её эффективная реновация невозможны без использования упрочняющих технологий, особенно таких, которые позволяют сформировать на поверхности изделий слои или покрытия, отличающиеся повышенными эксплуатационными характеристиками, в первую очередь повышенной износостойкостью.

Перечислим эти методы [1-4]: термическая обработка, криогенная, обработка резанием, электрохимическое полирование, диффузионное насыщение неметалла, диффузионная металлизация, диффузионное насыщение комплексом элементов, термическая обработка поверхности, механическая обработка пластическим деформированием, электрофизическая обработка, наплавка легированным металлом, напыление, химическое осаждение, электрохимическое осаждение, электрофизические методы, осаждение твёрдых покрытий из паровой фазы, обработка в магнитном поле.

Комбинированные способы обработки поверхностей для получения жаростойких покрытий, предложенные нами, заключаются в сочетании различного рода воздействий на

обрабатываемый материал [5-10]. Так, например, процесс азотирования сочетается с предварительной активацией поверхности путем электрического разряда в среде инертного газа. Это позволяет интенсифицировать процесс диффузионного насыщения, увеличить глубину модифицированного слоя и его микротвердость. Аналогичные цели достигаются также при сочетании газового азотирования и предварительной обработки поверхности изделия лазерным излучением.

Предварительные производственные испытания показали перспективность использования покрытия, сформированного Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al+Ti в среде азота методом магнетронного распыления с последующей лазерной обработкой. Нами были проведены исследования микроструктуры покрытий с использованием композиционных мишеней состава: Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al, Zn-Al, Fe-Al, Zn-Cu-Al, Mn-Fe-Cu-Al и титанового катода, распыляемого методом КИБ. На рисунках 7.23 и 7.24 показаны электронно-микроскопическое изображение и РФЭС покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al+Ti в среде аргона. Отчетливо видны зерна титана с размером от 1 до 10 мкм в диаметре. Материалы с таким размером зерен принято называть крупнокристаллическими [4].

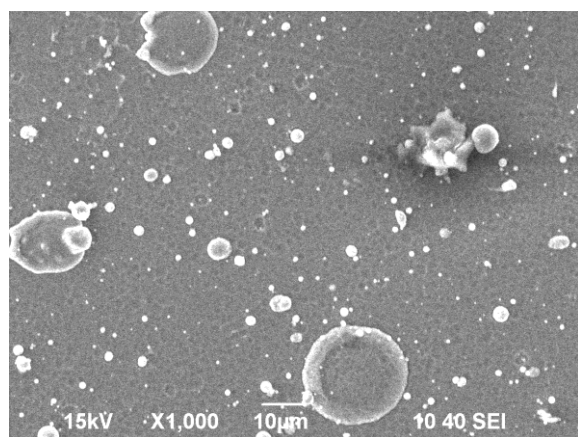


Рисунок 7.23 – РЭМ покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al+Ti в среде аргона

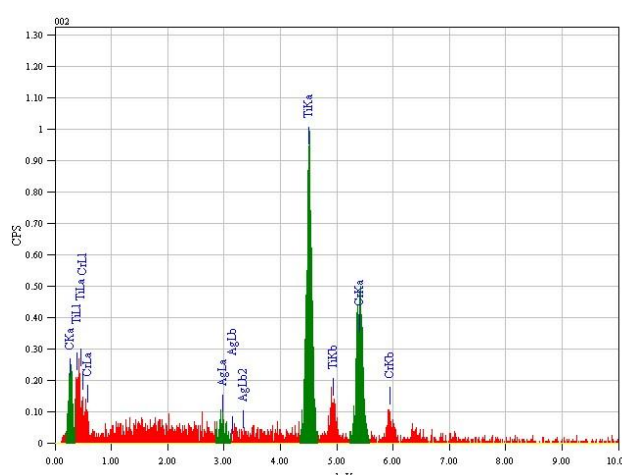


Рисунок 7.24 – РФЭС покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al+Ti в среде аргона

В таблице 7.10 представлены результаты количественного анализа, из которых следует, что содержание Mn, Si, Cu и Al менее 1 масс. %.

Таблица 7.10 – Результаты количественного анализа покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al+Ti в среде аргона в различных точках поверхности

001					002				
Element	(keV)	Mass%	Error%	Atom%	Element	(keV)	Mass%	Error%	Atom%
Ti K	4.508	49.45	0.25	52.24	C K	0.277	7.96	0.04	26.69
Cr K	5.411	42.59	0.45	41.45	Ti K	4.508	48.80	0.24	41.03
Fe K	6.398	5.89	0.62	5.33	Cr K	5.411	40.24	0.43	31.16
Ag L	2.983	2.07	0.34	0.97	Ag L	2.983	3.01	0.33	1.12
Total		100.00		100.00	Total		100.00		100.00
003					004				
Element	(keV)	Mass%	Error%	Atom%	Element	(keV)	Mass%	Error%	Atom%
C K	0.277	7.17	0.05	23.81	C K	0.277	3.96	0.05	14.56
Ti K	4.508	78.97	0.29	65.72	Ti K	4.508	54.75	0.26	50.50
Cr K	5.411	11.16	0.52	8.55	Cr K	5.411	38.81	0.47	32.98
Fe K	*6.398	2.70	0.69	1.92	Fe K	6.398	2.48	0.65	1.96
Total		100.00		100.00	Total		100.00		100.00

В среде азота структура покрытия резко изменяется (рисунки 7.25 и 7.26), благодаря образованию нитрида титана. В этом случае средний размер зерен составляет (100-150) нм. Такие покрытия называют субмикрористаллическими [4].

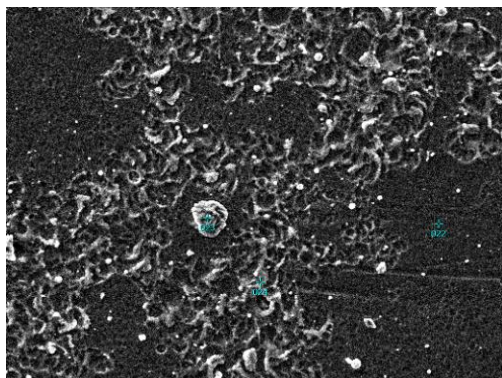


Рисунок 7.25 – РЭМ покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al+Ti в среде азота

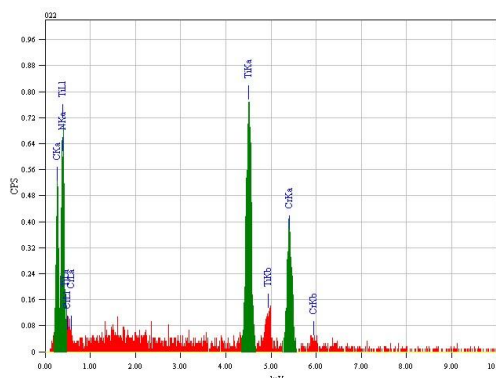


Рисунок 7.26 – РФЭС покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al+Ti в среде азота

В таблице 7.11 представлены результаты количественного анализа Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al+Ti в среде азота в различных точках поверхности, из которой следует, что содержание хрома, титана и азота близки между собой. Это говорит о том, что помимо образования нитрида титана идет образование и нитрида хрома. Из рисунка 7.25 видно, что микрокристаллиты нитридов титана и хрома имеют ориентацию (предположительно в направлении (200)), что также отлично от сферической симметрии микрокристаллитов чистого титана.

Таблица 7.11 – Результаты анализа покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al+Ti в среде азота

022						023					
Element	(keV)	Mass%	Error%	Atom%		Element	(keV)	Mass%	Error%	Atom%	
C K	0.277	10.07	0.04	20.74		C K	0.277	8.44	0.05	17.89	
N K	0.392	27.20	0.19	48.04		N K	0.392	26.93	0.20	48.94	
Ti K	4.508	33.90	0.26	17.51		Ti K	4.508	36.46	0.29	19.38	
Cr K	5.411	28.83	0.45	13.72		Cr K	5.411	28.16	0.50	13.79	
Total		100.00		100.00		Total		100.00		100.00	
024											
Element	(keV)	Mass%	Error%	Atom%							
C K	0.277	9.31	0.04	18.52							
N K	0.392	30.84	0.18	52.62							
Ti K	4.508	34.69	0.25	17.31							
Cr K	5.411	25.16	0.45	11.56							
Total		100.00		100.00							

Структуру покрытия можно изменить, используя ионную бомбардировку. На рисунках 7.27 и 7.28 показаны электронно-микроскопическое изображение и РФЭС покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al+Ti в среде аргона после ионной бомбардировки. Облучение покрытий ионами аргона проводилось с помощью многоамперного источника ионов с полым катодом. Ток в дуге составлял 1 А, а потенциал на подложке поддерживался равным 300 В. В этом случае размер зерен менее 100 нм и подобную структуру принято называть нано-кристаллической [4]. Ионная бомбардировка открывает большие возможности для регулирования структуры и свойств покрытий и часто используется для создания различных комбинированных способов осаждения.

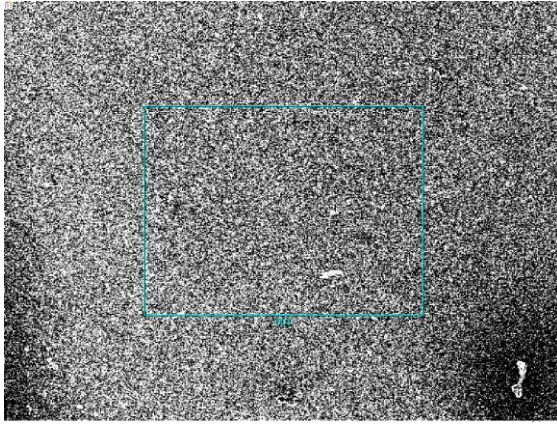


Рисунок 7.27 – РЭМ покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al+Ti в среде аргона после ионной бомбардировки

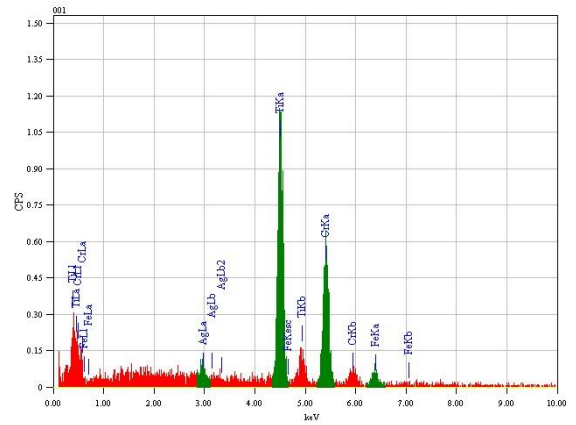


Рисунок 7.28 – РФЭС покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al+Ti в среде аргона после ионной бомбардировки

В случае бинарных катодов ситуация несколько иная (рисунки 7.29-7.32). Средний размер титановой фазы в покрытии Fe-Al+Ti в среде аргона меньше, чем в покрытии Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al+Ti. В среде азота также наблюдаются меньшие размеры кристаллитов нитрида титана.

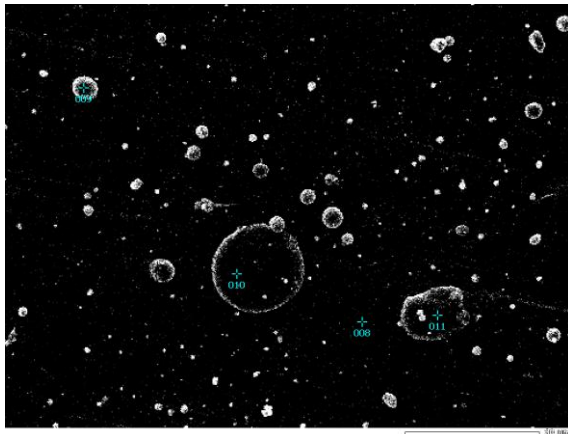


Рисунок 7.29 – РЭМ покрытия Fe-Al+Ti в среде аргона

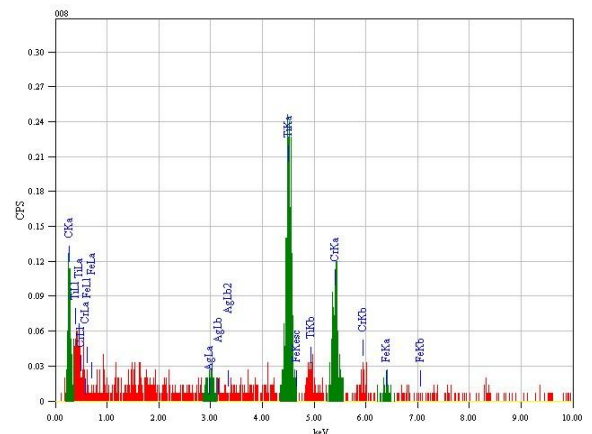


Рисунок 7.30 – РФЭС покрытия Fe-Al+Ti в среде аргона

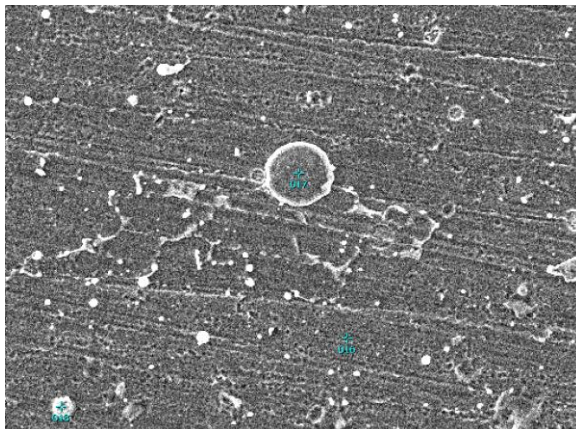


Рисунок 7.31 – РЭМ покрытия Fe-Al+Ti в среде азота

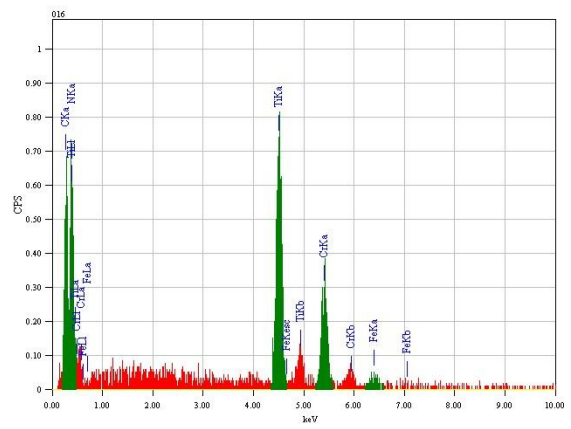


Рисунок 7.32 – РФЭС покрытия Fe-Al+Ti в среде азота

Для покрытия Zn-Al+Ti наблюдаются большие размеры зерен кристаллитов

(рисунки 7.33-7.34).

В целом структура покрытий Fe-Al и Zn-Al в наномасштабе существенно различна (рисунки 7.35 и 7.36). В первом случае наблюдается незамкнутая диссипативная структура, а во втором – глобулярная структура.

Ионная бомбардировка покрытий Fe-Al+Ti и Zn-Al+Ti не приводит к размельчению зерновой структуры, как это наблюдается для покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al+Ti. Это связано с тем, что ионное облучение слабо влияет на покрытия Fe-Al и Zn-Al. Это хорошо видно из рисунков 7.37 и 7.38.

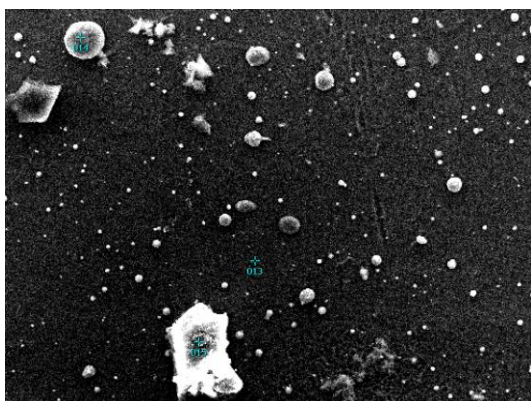


Рисунок 7.33 – РЭМ покрытия Zn-Al+Ti в среде аргона

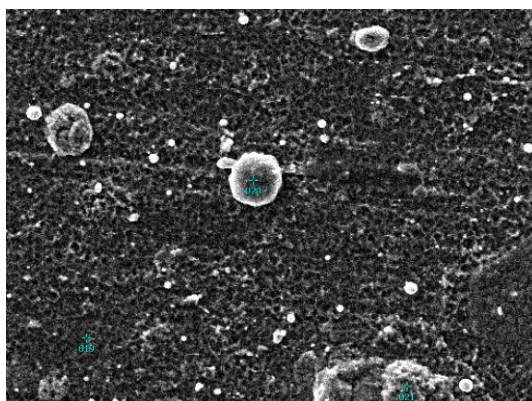


Рисунок 7.34 – РЭМ покрытия Zn-Al+Ti в среде азота

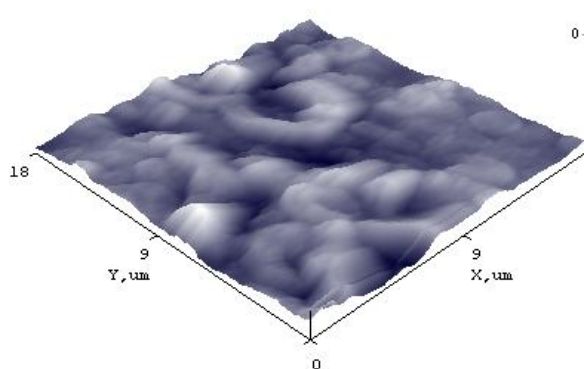


Рисунок 7.35 – АСМ изображение поверхности покрытия Fe-Al

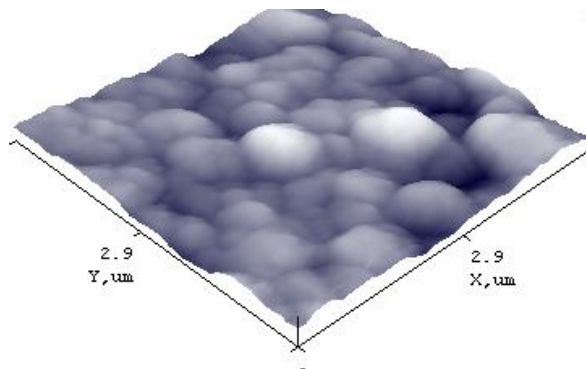


Рисунок 7.36 – АСМ изображение поверхности покрытия Zn-Al

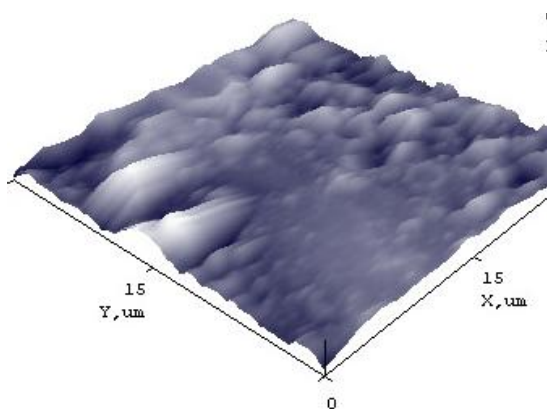


Рисунок 7.37 – АСМ изображение поверхности покрытия Fe-Al после облучения ионами аргона

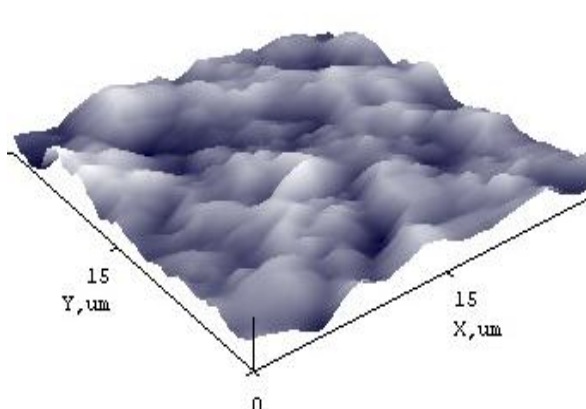


Рисунок 7.38 – АСМ изображение поверхности покрытия Zn-Al после облучения ионами аргона

Радиационная стойкость покрытия Zn-Al связывается нами с его ярко выраженной глобулярной структурой (рисунок 7.36). Наличие такой системы «шаров» приводит к упругому рассеянию ионов аргона, так что локальная деформация оказывается незначительной. Это находит свое отражение в поведении модуля Юнга, который не изменяется в процессе облучения и параметре шероховатости. Радиационная стойкость покрытия Fe-Al связана с неупорядоченностью ее структуры. Наличие сильной «аморфизации» покрытия делает ее радиационно-нечувствительной.

Необходимо отметить, что уменьшение толщины покрытия до наноразмеров сильно влияет на термическую и временную стабильность их свойств. Так, например, в работе [11] показано, что в наноструктурированных многослойных пленках TiN-ZrN релаксационные процессы протекают даже при комнатной температуре, что проявлялось в значительном снижении твердости после длительного хранения. Низкой стабильностью обладают и однослойные наноструктурированные конденсаты, полученные в условиях ионной бомбардировки. Ионная бомбардировка приводит не только к измельчению зерна, но и к увеличению плотности дефектов (дислокаций и т.п.), формированию сжимающих напряжений [4].

В настоящее время именно нанокмозиты являются наиболее перспективными материалами для создания стабильных наноструктур. В перспективе качественные наноструктурные покрытия можно получать путем оптимизации состава покрытия, регулируя энергию осаждаемых ионов, температуру подложки, состав и давление рабочего газа и других технологических параметров процесса осаждения. Однако в этом направлении предстоит приложить еще большие усилия.

7.4 Автоволновые процессы при формировании покрытий на деталях военной техники

В случае покрытий на деталях военной техники, полученных при магнетронном распылении мишеней, процесс их формирования в режиме реального времени пока не наблюдается в силу специфики технологического процесса. Поэтому основная информация получается при варьировании, как состава осаждаемого материала, так и технологических параметров осаждения. В связи с этим в данном случае совершенствуются методики исследования уже синтезированных покрытий и модели их формирования (оптическая, электронная, атомно-силовая микроскопия и многие другие экспериментальные методы).

В настоящем параграфе мы обсуждаем эффект самоорганизации плазменных покрытий при их формировании на основе модели автоволновых процессов (АВП). Основой для привлечения этой модели послужили экспериментальные результаты по исследованию микротвердости покрытий, полученных при магнетронном распылении мишеней.

В открытых системах неживой природы, которые постоянно получают из внешней среды отрицательную энтропию и вещество, могут возникать стационарные неравновесные состояния с высокой степенью упорядоченности [12, 13]. К процессам, при которых происходят явления самоорганизации, относятся и автоволновые процессы (АВП) [14]. Под АВП принято понимать самоподдерживающейся в активной нелинейной среде волновой процесс (включая стационарные структуры), сохраняющий свои характеристики постоянными за счет распределенного в среде источника энергии [14]. Эти характеристики – период, длина волны (или импульса), скорость распространения, амплитуда и форма – в установившемся режиме зависят только от локальных свойств среды и не зависят от начальных, а достаточно далеко от границ среды и от краевых условий. При этом в пространстве предполагается связь посредством переноса диффузионного типа. Большой класс АВ-сред условно можно описать с помощью следующей схемы. В открытую распределенную систему извне поступает энергия или

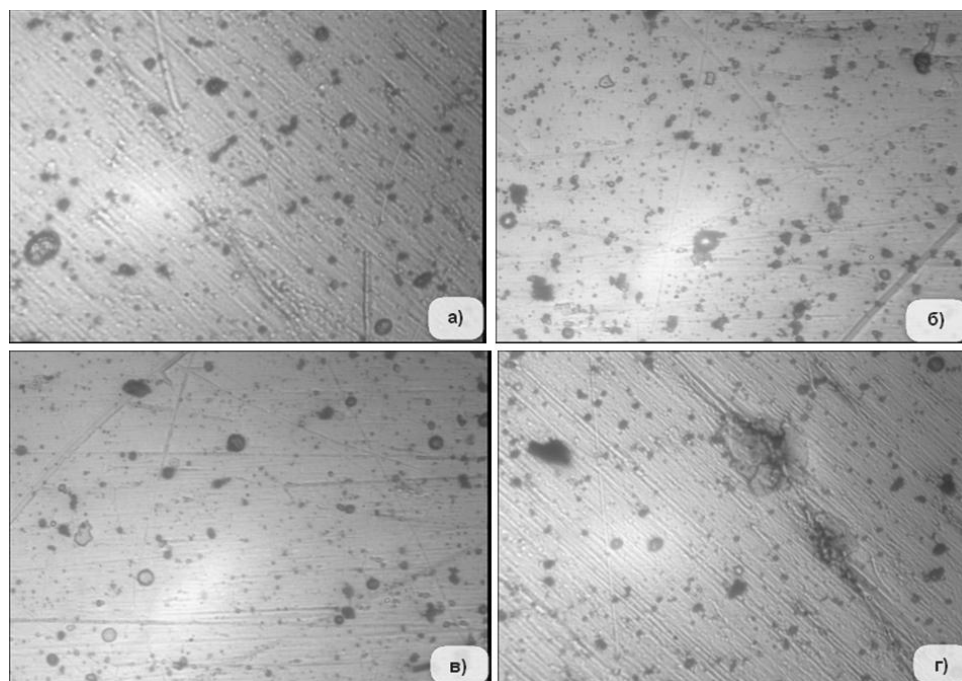
вещество, богатое энергией. Эти потоки управляются локальными свойствами регулирующей поверхности или, точнее, пограничного слоя малой толщины. В свою очередь локальные свойства поверхности зависят как от волн температуры, потенциала концентрации, распространяющихся вдоль тонкого пограничного слоя, так и от процессов, происходящих в подложке. К таким системам относятся волны окисления аммиака и углерода на платине и ряд других [15].

Во втором классе АВ-сред поверхностные эффекты не столь выражены. Локальная положительная обратная связь обеспечивает наличие N-образной характеристики среды с падающим участком «отрицательного» сопротивления в любом элементарном объеме. К таким средам и пространственно-временным структурам в них относятся автоколебательные реакции Белоусова-Жаботинского, домены в электронно-дырочной плазме полупроводников и ряд других [16]. К третьему классу можно отнести сложные многофазные среды, в которых неравновесность и АВП поддерживаются за счет энергии лазерного излучения, энергии ионной плазмы, как в наших экспериментах, термохимических реакций и других источников. Подобные явления определяются не только диффузией и теплопередачей, но и гидродинамическими потоками, в частности конвекцией, испарением, кипением, поверхностным натяжением. Образование структур с участием поверхностных явлений рассматривалось в [17] и нами в работе [18].

На пяти модельных образцах деталей военной техники из нержавеющей стали было нанесено покрытие нитрида титана в течение 40 мин. Микроструктура покрытий показана на рисунках 7.39 и 7.40.

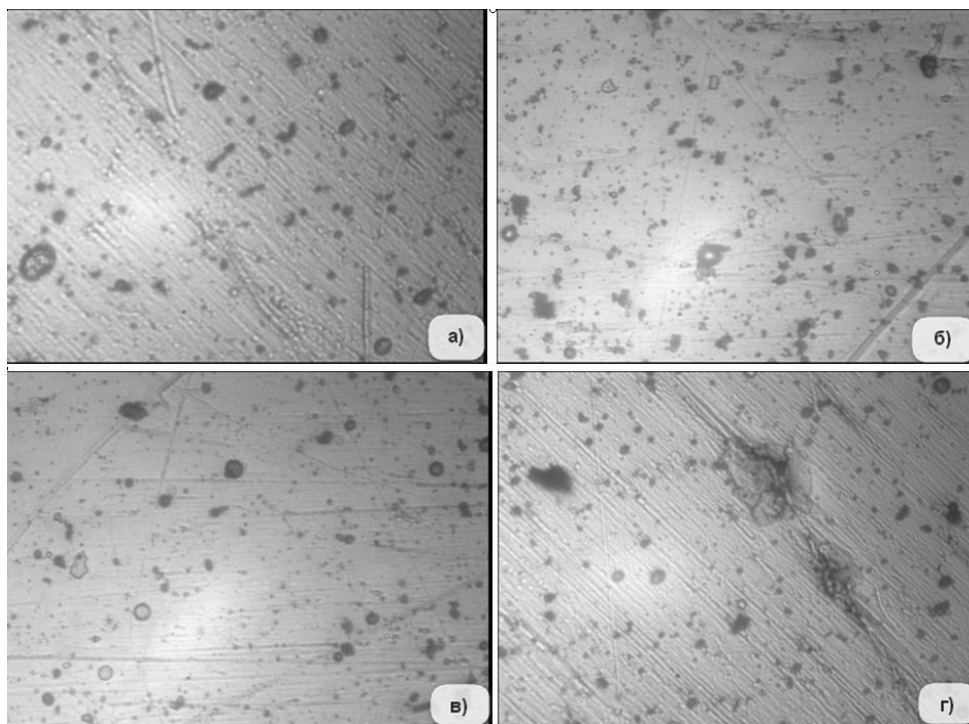
Измерения микротвердости проводились при нагрузке 0,1 кг, что соответствует 0,989 Н, и времени выдержки нагрузки 15 сек. Следует заметить, что среднее арифметическое значение микротвердости покрытия образцов составляет 483,2 НВ

На рисунке 7.41 показано изменение микротвердости нитрид титанового покрытия поперек и вдоль образца. Как видно из рисунка 7.41, изменение микротвердости носит «квазипериодический» характер. В литературе мы не нашли подобного рода исследований.



а, г – в середине образца; б, в – по краям образца

Рисунок 7.39 – Микроструктура нитрид титанового покрытия образца



а, г – в середине образца; б, в – по краям образца

Рисунок 7.40 – Микроструктура нитрид титанового покрытия образца

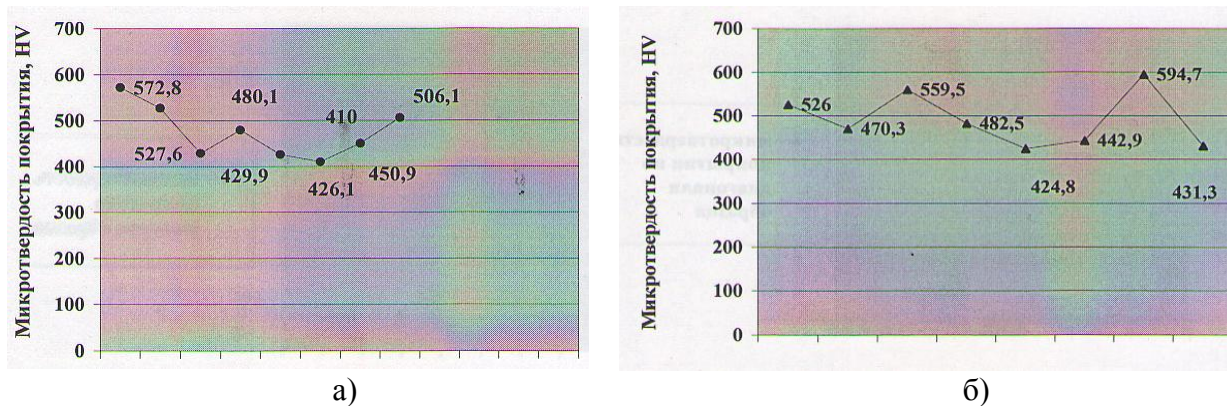


Рисунок 7.41 – Микротвердость нитрид титанового покрытия поперек (а) и по диагонали образца (б)

Следующим этапом наших исследований было нанесение многослойных покрытий. На четыре образца из нержавеющей стали послойно через каждые 10 мин в течение 40 мин было нанесено, состоящее из стали марки 12Х18Н10Т и титана в газовой среде аргона. Микроструктура полученных покрытий показана на рисунке 7.42. В отличие от предыдущего случая, здесь наблюдается более крупнозернистая структура покрытия. Среднее значение микротвердости покрытия образцов составляет 526,6 НВ, что на 43 НВ превышает предыдущий случай.

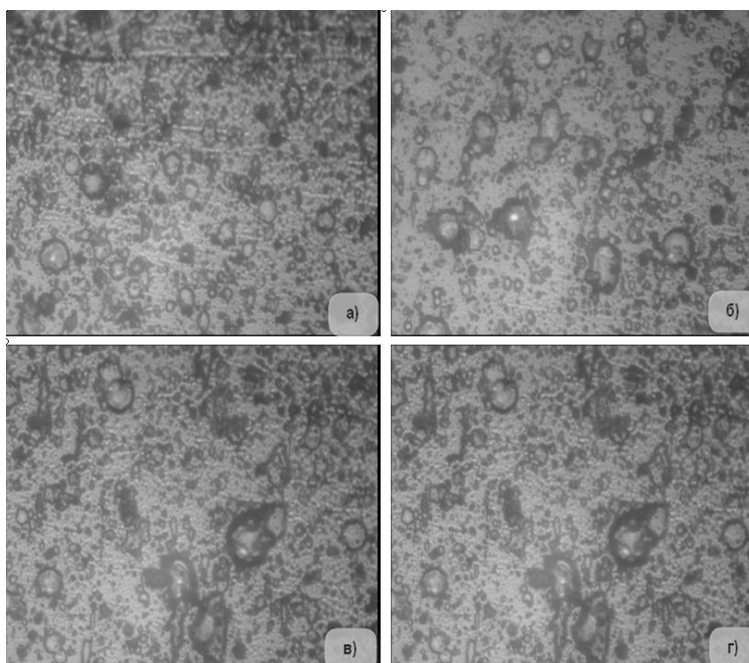


Рисунок 7.42 – Микроструктура многослойного покрытия 12Х18Н10Т+Тi (10/10 мин) в газовой среде аргона на четырех образцах

На рисунке 7.43 показано изменение микротвердости покрытия поперек и по диагонали образца. В этом случае также наблюдается «квазипериодическое» изменение микротвердости.

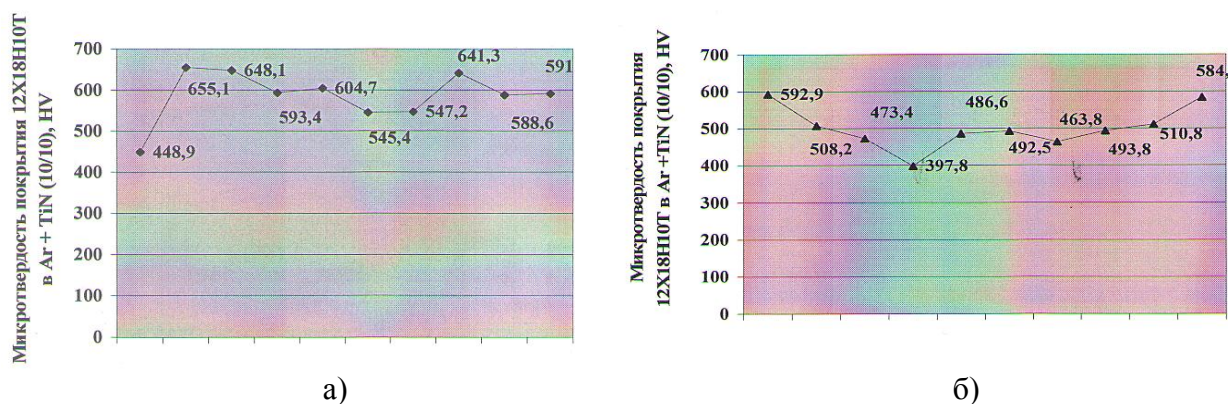


Рисунок 7.43 – Микротвердость многослойного покрытия 12Х18Н10Т+Тi в газовой среде аргона поперек (а) и по диагонали (б) образца

Нами проведен также эксперимент при одновременном распылении катодов титана и мишени 12Х18Н10Т. Полученная при этом микроструктура покрытий показана на рисунке 7.44.

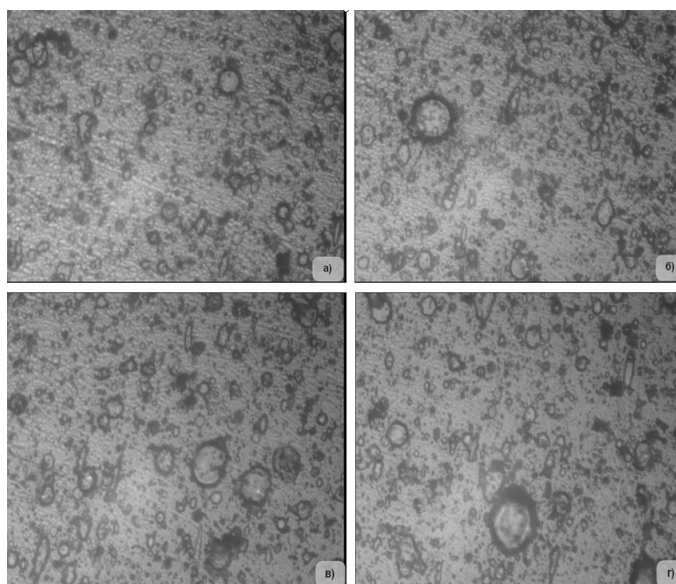


Рисунок 7.44 – Микроструктура покрытия 12Х18Н10Т+Тi в газовой среде аргона на четырех образцах

В этом случае микроструктура покрытия имеет большое сходство с многослойным покрытием, но среднее значение микротвердости составляет 473,3 НВ, что меньше, чем в предыдущем случае и практически совпадает с первым случаем. На рисунке 7.45 показано изменение микротвердости покрытия поперек и по диагонали образца. В этом случае также наблюдается «квазипериодическое» изменение микротвердости.

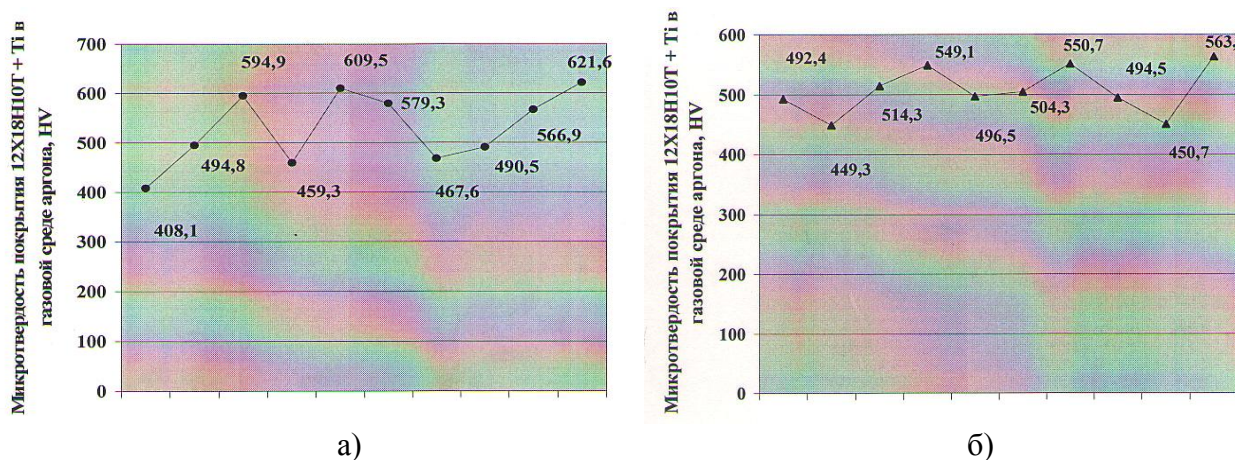


Рисунок 7.45 – Микротвердость покрытия 12Х18Н10Т+Тi в газовой среде аргона поперек (а) и по диагонали (б) образца

Нами проведен также эксперимент при одновременном распылении катодов титана и мишени 12Х18Н10Т в среде азота. Микроструктура покрытий показана на рисунке 7.46.

В этом случае микроструктура покрытия также имеет сходство с предыдущими структурами. Среднее значение микротвердости покрытия образцов составляет 522,7 НВ, что практически совпадает со значением микротвердости многослойного покрытия. Таким образом, износостойкость детали военной техники можно повысить как при использовании многослойных покрытий, так и при одновременном распылении различных катодов. В технологическом плане одновременное распыление различных катодов осуществлять легче, чем нанесение многослойных покрытий.

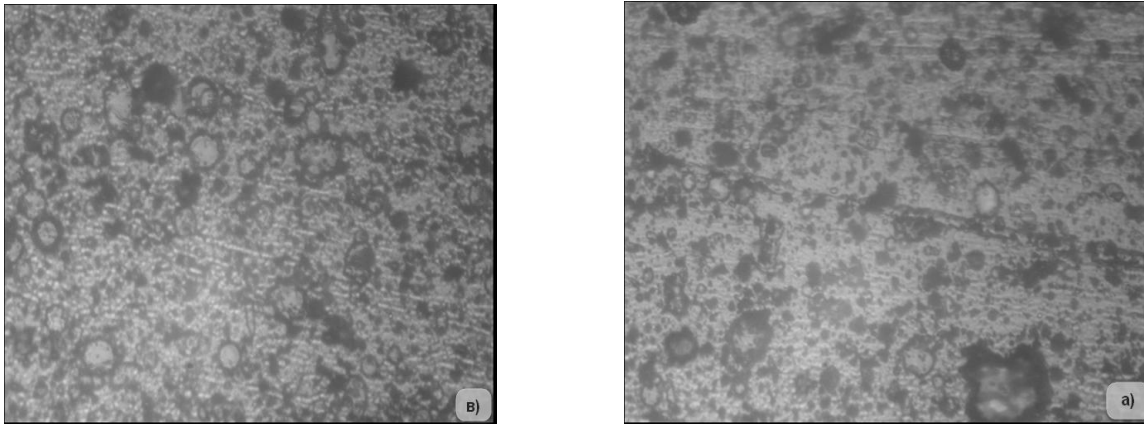


Рисунок 7.46 – Микроструктура покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде азота на двух образцах

На рисунке 7.47 показано изменение микротвердости покрытия поперек и по диагонали образца. В этом случае также наблюдается «квазипериодическое» изменение микротвердости.

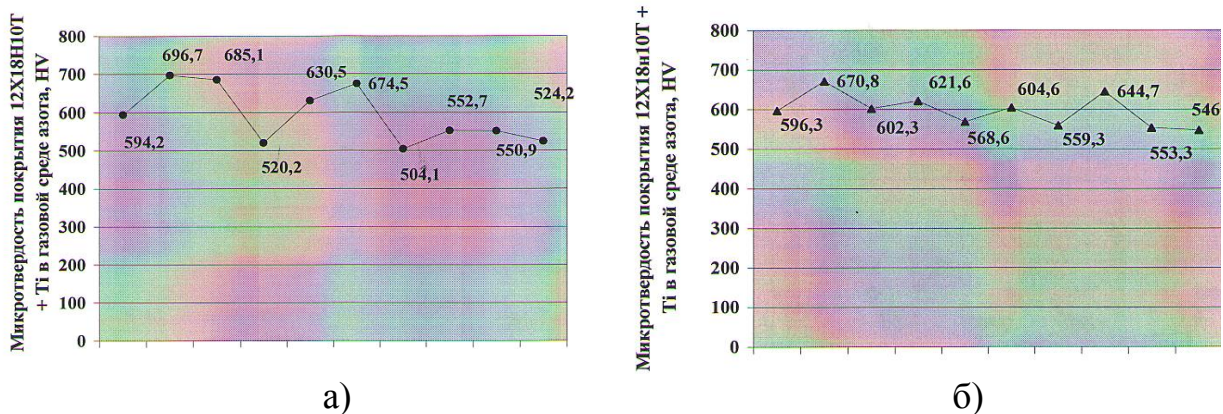


Рисунок 7.47 – Микротвердость покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде азота поперек (а) и по диагонали (б) образца

Из приведенных выше экспериментальных исследований следует, что формирование ионно-плазменного покрытия в пространственных координатах следует «квазипериодическому» закону, т.е. отвечает некоторому автоволновому процессу (АВП).

Из приведенных выше рассуждений следует, что класс рассматриваемых явлений, наблюдаемых в наших экспериментах, относится к третьему классу, хотя при упрощениях его можно отнести и к первому.

Основой моделей, описывающих процессы в активной распределенной кинетической системе, служат уравнения материального баланса:

$$\frac{\partial x_i}{\partial t} = F_i(x_1, x_2, \dots, x_n) - \text{div} I_i, \quad (7.7)$$

где x_i – взаимодействующие между собой компоненты; I_i – поток i -го компонента:

$$I_i = Vx_i - \sum_{k=1}^n D_{ik} \text{grad} x_k, \quad (7.8)$$

где V – направленная скорость движения компонента; D_{ik} – матрица коэффициентов диффузии.

В простейшем случае одномерного пространства уравнения (7.7)-(7.8) запишутся следующим образом:

$$\frac{\partial x_i}{\partial t} = F_i(x_1, x_2, \dots, x_n) + \frac{\partial}{\partial r} \left(\sum_{k=1}^n D_{ik}(x_1, x_2, \dots, x_n) \frac{\partial x_i}{\partial r} \right). \quad (7.9)$$

Краевые условия систем (7.7)-(7.9) определяются конкретными задачами, но наиболее часто используются условия «непроницаемости» границ конечного отрезка $[0, L]$:

$$\left. \frac{\partial x_i}{\partial t} \right|_{r=0} = 0, \quad \left. \frac{\partial x_i}{\partial t} \right|_{r=L} = 0. \quad (7.10)$$

При этих условиях система максимально автономна и характер АВП менее всего подвержен влиянию границ.

Если перемешивание внутри «объема» $[0, L]$ происходит достаточно быстро, то в любой его части процессы синхронны и система описывается так называемыми «точечными» уравнениями [14, 15]:

$$\frac{\partial x_i}{\partial t} = F_i(x_1, x_2, \dots, x_n). \quad (7.11)$$

Формально от системы (7.9) к (7.11) можно перейти при $D_{ik} \rightarrow \infty$. Физически это означает, что переход к формуле (7.11) отвечает нулевому приближению по отношению характерных времен диффузии и химических процессов.

В наших экспериментах приближение (7.11) не может быть применено. Это отчетливо видно из рисунка 7.47, где длина волны составляет порядка 10^{-4} м, т.е. скорость массопереноса составляет $\sim 10^{-4}$ м/с. Поскольку скорость массопереноса $V \approx \sqrt{D/t}$, то для коэффициента диффузии получаем оценку $D \sim 10^{-8}$ м²/с. Это отвечает режиму малой диффузии.

В монографии [17] предпринимается попытка создания единой теории диссипативных структур Тьюринга-Пригожина для систем параболических и гиперболических уравнений с малой диффузией. Для этого развиваются специальные асимптотические методы исследования проблем существования и устойчивости высокомодовых стационарных режимов в сингулярно возмущенных системах, позволяющие получить весьма тонкие утверждения о неограниченном росте количества устойчивых диссипативных структур (как стационарных, так и периодических по времени) при уменьшении коэффициентов диффузии и при фиксированных прочих параметрах.

В качестве модельной системы в [6] берется уравнение типа (7.9):

$$\frac{\partial u}{\partial t} = vD \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} + F(u). \quad (7.12)$$

Здесь параметр $v > 0$ отвечает за пропорциональное изменение коэффициентов диффузии. Основное предположение о краевой задаче (7.12) заключается в том, что $u=0$ – единственное ее пространственно однородное состояние равновесия, глобально

экспоненциально устойчивое в рамках точечной модели (7.11).

Однако такая модель содержит внутреннее противоречие, поскольку точечная модель (7.11) применима при $D_{ik} \rightarrow \infty$. Поэтому мы не будем останавливаться на модели (7.12). Отметим лишь, что теория диссипативных структур еще далека от своего завершения.

Нелинейные свойства среды, когда возникают условия для возникновения диссипативных структур, можно получить не только при предположении о нелинейности функции F в задачах (7.7)-(7.9) и (7.12), но и при наложении других условий на отрезке $[0, L]$. Например, задавая произвольный закон движения границы L . В этом случае мы приходим к нелинейным задачам Стефана, которые также допускают решения в виде АВП. Подобный подход осуществлен нами в работе [18, 19]. Для плотности потока атомов или ионов, формирующих покрытие, мы получили следующее уравнение:

$$\rho(r, t) = \text{const} \cdot J_0 \left(\frac{2r}{R} \right) \cdot \frac{1}{\beta(t)}, \quad (7.13)$$

где J_0 – функция Бесселя нулевого порядка; r – текущая координата; R – геометрический размер подложки; $\beta(t)$ – скорость движения раздела фаз.

Уравнение (7.13) неплохо описывает полученные нами экспериментальные данные при автотомельном законе движения границы L .

В настоящем параграфе экспериментально обнаружено существование автоволновых процессов при формировании ионно-плазменных покрытий, приводящих к образованию диссипативных структур. Детальный теоретический анализ АВП в нашей системе вызывает пока определенные трудности, хотя общая картина процесса вытекает из всех описанных в работе моделей. Будущая модель должна не только предсказывать существование диссипативных структур, но и содержать параметры процесса с тем, чтобы управлять свойствами получаемых покрытий.

7.5 Адгезионная прочность хромовых покрытий на стволах артиллерии

На сегодняшний день существуют несколько теорий адгезии, включающие механическую, химическую, диффузионную, электронную, адсорбционную, релаксационную и слабого слоя на границе [20, 21]. Чтобы увеличить живучесть артиллерийских стволов их обычно покрывают хромом химическим путем в электролите (рисунок 7.48) [22].

При этом происходит, помимо химических реакций, диффузия хрома сквозь трещины в стали ствола, возникновение напряжений в покрытии, его взаимодействие с окружающей средой и многое другое. Отсюда следует, что один тип адгезии не присущ хромированному покрытию артиллерийского ствола, а надо рассматривать его комплексно, включая процессы на атомном уровне. Артиллерийский ствол изготавливают из различных сталей. Мы выберем сталь 33ХНЗМА.

Целью настоящего параграфа является обоснование нового подхода к адгезии хромовых покрытий на сталь 33ХНЗМА, связанной с наноструктурой поверхностного слоя и первичными трещинами, возникающими от внутренних напряжений в переходном слое из-за эффекта релаксации поверхности стали.

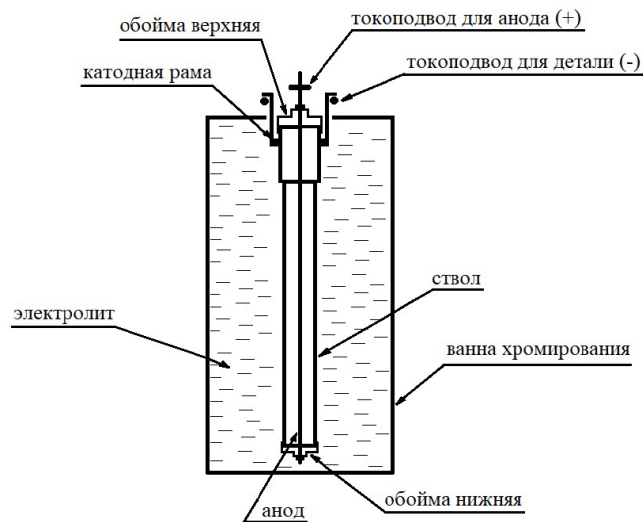


Рисунок 7.48 – Схема расположения артиллерийского ствола с оснасткой в ванне хромирования [22]

В качестве субстрата у нас будет выступать артиллерийский ствол из стали 33ХНЗМА, химический состав которой показан в таблице 7.12.

Таблица 7.12 – Химический состав стали 33ХНЗМА

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Fe
0.37	0.37	0.80	3.8	≤ 0.03	≤ 0.03	1.10	93.2

Артиллерийский ствол из стали 33ХНЗМА имеет поверхность и поверхностный слой R(I), свойства которого могут быть отличны от остального объема [23]. Размер слоя R(I) определен недавно и не превышает 1-6 нм, т.е. представляет собой наноструктуру [24]. Экспериментально размер R(I) определить очень трудно в сверхвысоком вакууме – для кремния R(I)=3.1 нм, для золота R(I)=1.2 нм [25]. Теоретически размер R(I) определен в работе [24]:

$$L_{nm} = R(I) = 0.17 \cdot 10^{-9} \nu. \quad (7.14)$$

Здесь молярный объем элемента: $\nu = M/\rho$ (M – молярная масса, ρ – ее плотность. Значение L_{nm} представляет длину первичной нанотрещины [26]. Нанотрещина в слое R(I) живет чуть более 100 наносекунд, затем превращается в мезотрещину, обнаруженной в металлах в [27]. Нанотрещина в твердых телах была обнаружена недавно [28]. Для твердых растворов примем:

$$T_m = \sum_{i=1}^n c_i (T_m)_i, \quad M = \sum_{i=1}^n c_i (M)_i, \quad \rho = \sum_{i=1}^n c_i (\rho)_i. \quad (7.15)$$

В работе [29] показано, что поверхностная энергия объемного металла γ с точностью до 3% равна:

$$\gamma = 7.8 \cdot 10^{-4} \cdot T_m, \quad (7.16)$$

где T_m – температура плавления металла (K).

В слое R(I) нужно учесть размерный эффект и энергия слоя R(I) становится равной γ_1 [30]:

$$\gamma_1 = \gamma(1 - R(I)/R(I) + h) \approx 0.3\gamma, . \quad (7.17)$$

Из (7.17) следует, что энергия слоя R(I) в три раза меньше энергии металла. Используя (7.14)–(7.17) приведем параметры 33ХНЗМА в таблице 7.13.

Таблица 7.13 – Физические параметры стали 33ХНЗМА

Сталь	$L_{nm}=R(I)$, нм	T_m , К	γ , Дж/м ²	γ_1 , Дж/м ²
33ХНЗМА	1.20	1866	1.306	0.444

В качестве адгезива нами использовалось хромирование в электролите гальваническим методом по схеме рисунка 7.48 и по работе [22]. Помимо гальванического метода специалистами Троицкого института инновационных и термоядерных исследований развивается магнетронный метод нанесения хромовых покрытий, обладающих существенными преимуществами. Нами также предприняты попытки магнетронного нанесения покрытий. Образцы деталей показаны на рисунке 7.49.



Рисунок 7.49 – Хромовые магнетронные покрытия

На рисунке 7.50,а изображена схема осаждения хромового покрытия на артиллерийский ствол из стали 33ХНЗМА. Там же показан переходной слой в формировании которого участвуют ионы хромового покрытия на глубину $L_{\mu m}=10^2$, $L_{nm}=120$ нм. Именно на эту глубину, равную 100 нанотрещин стали 33ХНЗМА (табл. 7.13) диффундируют осаждаемые ионы покрытия и никак иначе. На рисунке 7.50,б показана толщина переходного слоя хромового покрытия, полученного используя систему Quanta 200 3D, которая совмещает в себе сканирующий электронный микроскоп с термоэмиссионным катодом, сфокусированный ионный пучок, позволяющий прецизионно наносить и удалять материалы. Промежуточный слой отделялся от хромового покрытия и стали 33ХНЗМА слоем из платины Pt.

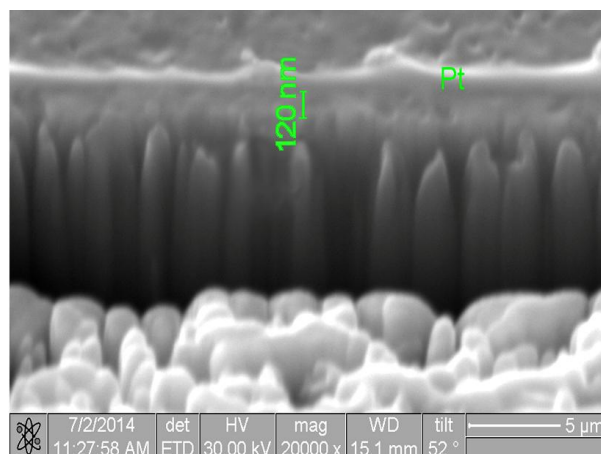
Чтобы отделить покрытие Cr от стали, нужно затратить работу, которая называется работой адгезии и дается выражением типа Дюпре [20]:

$$W_a = \gamma_1 + \gamma_2 - \gamma_{12} \approx 2/3(\gamma_1 + \gamma_2), \quad (7.18)$$

где $\gamma_1=1.661$ Дж/м² – поверхностная энергия Cr, $\gamma_2=1.306$ Дж/м² – поверхностная энергия стали 33ХНЗМА, $\gamma_{12} \approx 1/3\gamma_1 + 1/3\gamma_2$ – поверхностная энергия переходного слоя.



а)



б)

Рисунок 7.50 – Схема хромового покрытия (а); толщина промежуточного слоя (б)

Энергия адгезии равна: $W_a=2.967$ Дж/м². Напряжения в переходном слое равно σ_a [20]:

$$\sigma_a = \sqrt{W_a \cdot E / L_{\mu\text{m}}}, \quad (7.19)$$

где $E=236$ ГПа – модуль Юнга переходного слоя.

В результате мы получили: $\sigma_a=2408$ МПа. Полученную нами величину $\sigma_a=H \approx 2500$ МПа = 2.5 ГПа следует назвать адгезионной прочностью хромового покрытия на артиллерийский ствол из стали 33ХНЗМА. Для определения нанотвердости полученных покрытий нами использовалась зондовая лаборатория Ntegra с индентором Берковича. Для хромового покрытия эта величина оказалось равной $H_{Cr} \approx 7500$ МПа, что в 3 раза больше H переходного слоя. У стали 33ХНЗМА предел прочности $\sigma_B=105$ МПа, что в 24 раз меньше H переходного слоя, значит у стали 33ХНЗМА идет упрочнение.

В настоящем параграфе [31], впервые предложена структура поверхностного слоя обусловленная первичными трещинами, через которые и происходит диффузия осаждаемых компонент. Первичные нанотрещины металла отображают его атомную структуру и через 100 наносекунд они превращаются в мезотрещины, формируя переходной слой. Чтобы разрушить этот слой необходимо совершить работу адгезии. Окончательно, адгезионную прочность покрытия можно определить теоретически, используя предложенные в статье формулы и экспериментально определяемые свойства покрытий и основы, на которую осаждаются покрытия.

7.6 Адгезионная прочность деталей военной техники с покрытиями нитридов титана и меди

Военная техника в Казахстане производится на 31 предприятии, которая включает производство и ремонт деталей артиллерийского, бронетанкового и морского вооружения. Детали военной техники состоят, в основном, из металлоизделий, которые в полевых условиях приобретают множество дефектов, особенно микротрещин. Металл и его сплавы разрушаются тогда, когда они содержат критическую концентрацию микротрещин в поверхностном слое вещества [32-35].

Нами получены покрытия TiCuN на некоторых деталях военной техники, большинство которых могут применяться в машиностроении и других отраслях промышленности. Перечислим некоторые из них – это сверла из стали Р6М5, штоки из

стали 35Х, шестерни из стали 45, показанные до и после покрытия (рисунок 7.51). Химический состав деталей показан в таблице 7.14.



Рисунок 7.51 – Детали до (сверху) и после нанесения покрытий (снизу)

Таблица 7.14 – Химический состав сталей

Химические элементы	Обозначение марок стали		
	Р6М5 ГОСТ 19265-73	35Х ГОСТ 4543-2016	45 ГОСТ 1050-2013
Fe	79,3-81,9	97,34-98,55	97,83-98,41
C	0,80-0,88	0,31-0,39	0,42-0,50
Si	0,5	0,17-0,37	0,17-0,37
Mn	0,4	0,50-0,80	0,50-0,80
Cr	3,8-4,4	0,80-1,10	0,25
Ni	0,4	-	0,25
W	5,5-6,5	-	-
V	1,7-2,1	-	-
Mo	5,0-5,5	-	-

По формулам (7.14)-(7.17) рассчитаем указанные величины таблицы 7.15.

Таблица 7.15 – Физические параметры сталей.

Сталь, сплав	$L_{nm} = R(I)$, нм	$L_{\mu m} = R(I)$, нм	γ_1 , Дж/м ²	W_a , Дж/м ²	E, ГПа	σ_{is} , МПа
Р6М5	1.18	118	0.509	2.036	219	19440
35Х	1.20	120	0.476	1.868	209	17981
45	1.20	120	0.462	1.849	207	17861
Fe	1.21	121	0.471	1.884	211	18125

Осаждение покрытий TiCuN на детали происходило с образцами из стали 35Х или 45 (рисунок 7.52,а) по диффузионной схеме (7.52,б). При этом образуется переходной слой между сталью и нитридом титана и меди, измеренном на торце образца на

электронном микроскопе MIRA 3 фирмы TESCAN (рисунок 7.52,в). Переходной слой оказался равным около 120 нм, что совпадает с длиной микротрещин (таблица 7.15). Чтобы просчитать внутренние напряжения переходного слоя ($\sigma_{\text{пс}}$) нужно воспользоваться формулой (7.17). Проведенные расчеты приведены в таблице 7.16. Из таблицы 7.16 следует: $\sigma_{\text{пс}}=2268$ МПа для стали Р6М5, $\sigma_{\text{пс}}=2098$ МПа для стали 35Х и $\sigma_{\text{пс}}=1889$ МПа для стали 45. Эти напряжения, связанные с переходным слоем в покрытии, следует трактовать как остаточные напряжения. Они связаны с релаксацией поверхности сталей Р6М5, 35Х и 45.

Твердость переходного слоя $H_{\text{пс}}$ определим по методике работы [36]. Для стали Р6М5 $H_{\text{пс}} \approx 2700$ МПа, для стали 35Х $H_{\text{пс}} \approx 2500$ МПа, а для стали 45 $H_{\text{пс}} \approx 2100$ МПа. Полученную нами величину $H_{\text{пс}}$ для сталей из таблицы 7.16 следует назвать адгезионной прочностью покрытия TiCuN на стали (рисунок 7.51). Величину переходного слоя $\sigma_{\text{пс}}$ из таблицы 7.16 нужно сравнивать с пределом текучести σ_{T} . Для стали Р6М5 $\sigma_{\text{T}}=637$ МПа, что в 3.5 раза меньше, чем в таблице 7.16. Это означает, что покрытие TiCuN упрочняет сталь Р6М5 более чем в 3.5 раза и приводит к повышению ее работоспособности, т.е. создает ее экономический эффект из-за толщины напыленного слоя, представляющего величину около 10 мкм.

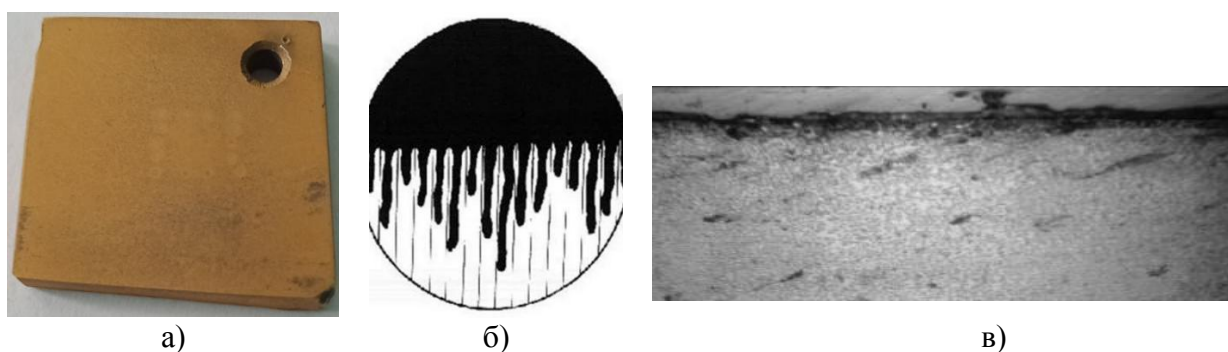


Рисунок 7.52 – Образец покрытия TiCuN (а);
схема диффузии ионов покрытия по мезотрещинам в стали $L_{\text{мкм}}$;
переходной слой, образованный мезотрещинами

Таблица 7.16 – Физические параметры переходного слоя

Переходной слой	$L_{\text{мкм}} = R(I)$, нм	$\gamma_{\text{пс}}$, Дж/м ²	$W_{\text{пс}}$, Дж/м ²	$E_{\text{пс}}$, ГПа	$\sigma_{\text{пс}}$, МПа
TiCuN+Р6М5	118	4.312	2.916	207	2268
TiCuN+35Х	120	4.032	2.675	198	2098
TiCuN+45	120	4.018	2.679	160	1889

Из справочника сталь Р6М5 является быстрорежущей и относится к одному из видов инструментальной стали. Она обладает высоким запасом прочности, который позволяет ей обрабатывать твердые материалы. Скорость работы шлифовальных, сверлильных приборов, где ее применяют, при этом превосходит в разы скорость, которую дает обычный сплав. Таким образом, в параграфе показано [37], что добавление элемента меди с концентрацией до 12 ат.% в покрытие на основе титана, позволяет получать вакуумно-дуговым плазменно-ассистированным методом многослойные нитридные покрытия состава TiCuN с нанокристаллической структурой, где кристаллиты TiN со средним размером ≈ 20 нм окружены аморфным слоем меди толщиной 2-3 монослоя. При этом адгезионная прочность покрытия TiCuN на сталях разной структуры приводит к ее упрочнению и повышению работоспособности изделий из них.

Рекомендуемая литература

- 1 Суслов А.Г., Дальский А.М. Научные основы технологии машиностроения. – М.: Машиностроение, 2002. – 684 с.
- 2 Табаков В.П. Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. – М.: Машиностроение, 2008. – 314 с.
- 3 Андреев А.А., Саблев Л.П., Шулаев В.М., Григорьев С.Н. Вакуумно-дуговые устройства и покрытия. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2005. – 236 с.
- 4 Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин А.В. Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий. – Томск: Изд. ТПУ, 2008. – 286 с.
- 5 Yurov V., Berdibekov A., Belgibekov N. Investigation of parts of mechanisms and machines by the ion-plasma method // The scientific heritage (Budapest, Hungary), 2021. – VOL 1, No 64(64). – P.18-24.
- 6 Yurov V., Berdibekov A., Belgibekov N. Structural-phase composition and properties multi-phase coatings // Sciences of Europe, 2021. – Vol. 1, №68. – P. 40-45.
- 7 Yurov V., Berdibekov A., Belgibekov N. Role of surface tension in formation ion-plasma coatings // Znanstvena Misel, 2021. – №53. – P.36-38.
- 8 Yurov V., Berdibekov A., Belgibekov N. Synthesis of nanostructured coatings with simultaneous sputtering of various cathodes and targets // German International Journal of Modern Science, 2021, №8, Vol.1. – P.21-25.
- 9 Yurov V., Berdibekov A., Belgibekov N. Autwave processes in the formation of coatings // Annali d Italia, 2021. – Vol. 1, №18. – P. 51-57.
- 10 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Грузин В.В. Микротрещины в стали артиллерийского вооружения // Вестник КазНИТУ, 2023. – №2. – С.16-22.
- 11 Головин Ю.И. Наноиндентирование и механические свойства материалов в наномасштабе (обзор) // ФТТ, 2008. – Т. 50. – № 12. – С. 2113-2142.
- 12 Карери Дж. Порядок и беспорядок в структуре материи. М.: Наука, 1985. – 326 с.
- 13 Хакен Г. Информация и самоорганизация. Макроскопический подход к сложным системам. М.: Мир, 1991. – 240 с.
- 14 Васильев В.А., Романовский Ю.М., Яхно В.Г. Автоволновые процессы. М.: Наука, 1987. – 240 с.
- 15 Kahrig E., Beberdich H. Dissipative Strukturen. Leipzig: VEB Georg Thieme, 1977. – 342 р.
- 16 Юров В.М., Лауринас В.Ч., Гученко С.А., Завацкая О.Н. Образование ячеистой наноструктуры при формировании многофазных покрытий // Наноматериалы и нанотехнологии, 2012. – № 2. – С. 17-24.
- 17 Мищенко Е.Ф., Садовничий В.А., Колесов А.Ю., Розов Н.Х. Автоволновые процессы в нелинейных средах с диффузией. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. – 395 с.
- 18 Юров В.М. Некоторые вопросы физики поверхности твердых тел // Вестник КарГУ, сер. Физика. – 2009. – № 1 (53). – С. 45-54.
- 19 Юров В.М., Сыздыкова А.Л., Гученко С.А. Автоволновые процессы в покрытии высокоэнтропийного типа // Тенденции развития науки и образования, 2019. – №54, часть 6. – С. 89-92.
- 20 Зимон А.Д. Адгезия пленок и покрытий. – М.: Химия, 1977. – 352 с.
- 21 Богданова Ю.Г. Адгезия и ее роль в обеспечении прочности полимерных композитов. – М.: МГУ, 2010. – 68 с.
- 22 Салахова Р.К. Коррозионная стойкость стали 30ХГСА с «трехвалентным» хромовым покрытием в естественных и искусственных средах // Авиационные материалы и технологии, 2012. – №2. – С. 59-66.
- 23 Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин А.В. Наноструктурирование поверхностных

слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий. – Томск: Изд-во ТПУ, 2010. – 254 с.

24 Юров В.М. Толщина поверхностного слоя атомарно-гладких кристаллов // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов, 2019. – вып. 11. – С.389-397.

25 Оура К., Лифшиц В.Г., Саранин А.А., Зотов А.В., Катаяма М. Введение в физику поверхности. – М.: Наука, 2006. – 490 с.

26 Юров В.М., Гончаренко В.И., Олешко В.С. Исследование первичных нанотрещин атомарно-гладких металлов // Письма в ЖТФ, 2023. – том 49, вып. 8. – С.35-38.

27 Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. Эволюция микроскопических трещин и пор в нагруженных твердых телах // ФТТ. 2005. – том 47, вып. 5. – С.801-807.

28 Веттегрень В.И., Пономарев А.В., Мамалимов Р.И., Щербаков И.П. Нанотрещины при разрушении олигоклаза // Физика земли, 2021. – № 6. – С.87-92.

29 Рехвиашвили С.Ш., Кишტიкова Е.В., Кармокова Р.Ю. К расчету постоянной Толмена // Письма в ЖТФ, 2007. – Т. 33, Вып. 2. – С.1-7.

30 Yurov V.M., Goncharenko V.I., Oleshko V.S., Sha Mingun. Anisotropy of the surface of carbon materials // Eurasian Physical Technical Journal, 2021. – Vol. 18, No. 3(37). – P. 15-24.

31 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Грузин В.В. Адгезионная прочность хромовых покрытий на стволах артиллерии // Символ науки, 2023. – №4. – С. 18-24.

32 Матвиенко Ю. Г. Модели и критерии механики разрушения. – М.: Физматлит, 2006. – 238 с.

33 Буханько А.А., Кочеров Е.П., Хромов А.И. Деформационно-энергетический подход: предельные состояния и разрушение конструкционных материалов. – Самара: Самар. гос. аэрокосм. ун-т им. С.П. Королева, 2011. – 88 с.

34 Юров В.М., Гученко С.А., Лауринас В.Ч., Касымов С.С., Завацкая О.Н. Получение и свойства многослойных покрытий Ti-Cu // Вестник ВКГТУ им. Д. Серикбаева, 2020. – №1(87). – С. 218-223.

35 Юров В.М., Гончаренко В.И., Олешко В.С. Исследование первичных нанотрещин атомарно-гладких металлов // Письма в ЖТФ, 2023. – том 49, вып. 8. – С.35-38.

36 Юров В.М. Толщина поверхностного слоя атомарно-гладких кристаллов // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов, 2019. – вып. 11. – С. 389-397.

37 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Гученко С.А., Грузин В.В. Адгезионная прочность нитрид титановых покрытий на стали 20X13 // Современные наукоемкие технологии, 2023. – №4. – С. 28-33.

8 ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЕТАЛЕЙ ВОЕННОЙ ТЕХНИКИ

8.1 Микротрещины в высокоэнтропийных сплавах CrNiTiZrCu

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) начали исследовать 20 лет тому назад. Первый Патент по ВЭС был получен J.-W. Yeh в 2002 году [1]. ВЭС содержат не менее пяти элементов, причём количество каждого из них не должно превышать 35 ат.% и не должно быть меньше 5 ат.%. Для таких сплавов характерны повышенные, по сравнению с традиционными многокомпонентными сплавами, значения энтропии смешения S_{mix} . Классическими примерами ВЭСов являются многокомпонентные сплавы, в которых элементы находятся в равной атомной доле. ВЭС выделены в особую группу, так как процессы структуро- и фазообразования в них, а также диффузионная подвижность атомов, механизм формирования механических свойств и термическая стабильность существенно отличаются от аналогичных процессов в традиционных сплавах. К последним относятся сплавы, в которых есть базовые элементы (Fe, Ni, Mo, Al и др.), определяющие кристаллическую решетку материала. Фазовый состав таких сплавов легко прогнозировать исходя из двойных или тройных диаграмм состояния, а введение легирующих добавок приводит либо к упрочнению исходной решетки, либо к выделению в ней дисперсных фаз.

Обстоятельные обзоры по ВЭС за последние годы представлены в работах [2, 3]. В настоящем параграфе мы обратим внимание на первичных трещинах в ВЭС, которые не вполне исследованы даже в чистых металлах. Рентгеновскими и электронно-микроскопическими методами микротрещины были обнаружены в металлах типа Al, Ni, Pt, Au, Ag, Cu, Mo и др. Размер этих микротрещин оказался равным доли микрон или несколько микрон [4, 5]. Теоретически длина нанотрещин определялась в работах [6, 7, 8]. В этих работах использовались модели, основанные на механике деформируемого конденсированного состояния и физики твердого тела. В основном использовались поликристаллические кристаллы кремния и карбида кремния. В моделях размер нанотрещин получен в интервале $0 < L < 2$ нм (ниже мы увидим подобные величины).

Однако, сравнительно недавно нанотрещины были обнаружены при разрушении минералов типа кварцитов [9, 10]. Этот метод основан на фрактолюминесценции, когда в процессе разрушения твердого тела возникает сигнал света (люминесценция) при разрыве атомных связей на поверхности нанотрещин с временным разрешением от 1 до 2 наносекунд.



а)



б)

Рисунок 8.1 – Микropорошки соответствующих металлов (а); планетарная шаровая мельница (б)

Мы за длину трещин в твердых телах взяли их толщину поверхностного слоя, которая составляет для обычных металлов 1-4 нм [11, 12]. На этом мы и остановимся. Для приготовления мишени CrNiTiZrCu брались микропорошки соответствующих металлов и смешивались в эквимолярных пропорциях (рисунок 8.1,а). Затем приготовленная смесь порошков помещалась в мелющий стакан планетарной шаровой мельницы, изготовленный из карбида вольфрама и добавлялись мелющие тела (шары диаметром (5-10) мм) также изготовленные из карбида вольфрама, масса которых была равна 10 массам смеси порошков. После стакан наполняли бензином «Галоша», плотно закрывали крышку и включали планетарную шаровую мельницу (скорость вращения составляла 500 об/мин, время работы 5 часов) (рисунок 8.1,б).



Рисунок 8.2 – Двухколпачковая вакуумная печь (а), графитовая форма для плавки металла (б), вид мишеней CrNiTiZrCu, полученных методом вакуумной плавки (в)

Полученный гомогенизированный состав затем сушился в вакууме и при помощи прессформы прессовался в плоский диск диаметром 100 мм и толщиной 5 мм (рисунок 8.2,б). Далее диск помещался в вакуумную термопечь и спекался в ней в течение 3 часов (рисунок 8.2,а). Таким образом, изготовленная мишень CrNiTiZrCu (рисунок 8.2,в) использовалась для дальнейшего магнетронного нанесения покрытий на установке ННВ 6.

На рисунке 8.3,а показан срез сплава CrNiTiZrCu, используя систему Quanta 200 3D. Отчетливо видна карандашная структура (рисунок 8.3б).

На рисунке 8.4 представлено изображение ячеистой структуры сплава CrNiTiZrCu, снятое сверху растровым электронным микроскопом Tescan Vega LSU. Здесь же показано изображение сплава CoCrCuFeNi [14].

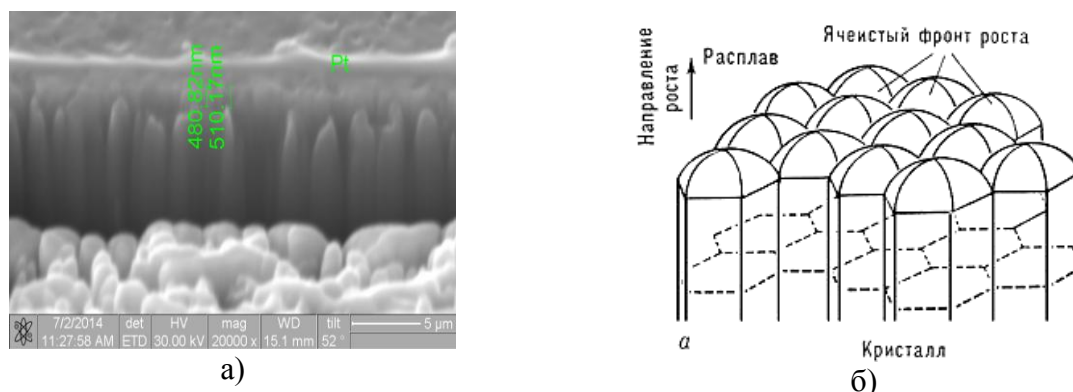
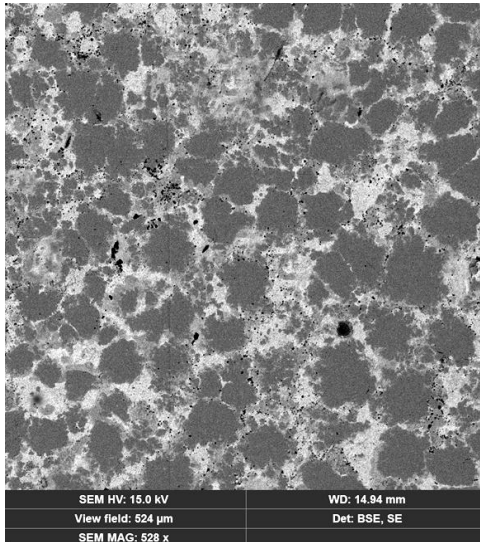
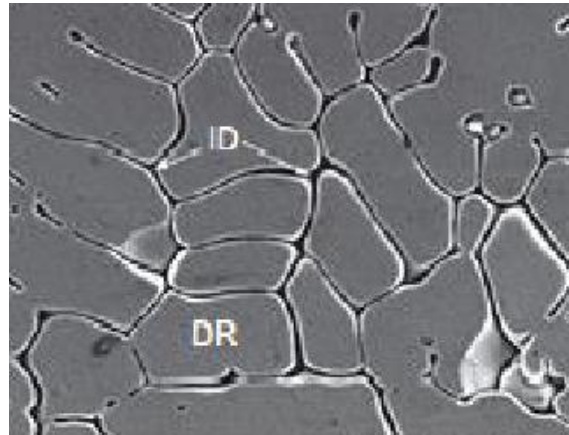


Рисунок 8.3 – Срез сплава CrNiTiZrCu (а); ячеистая (карандашная) структура (б) [13]



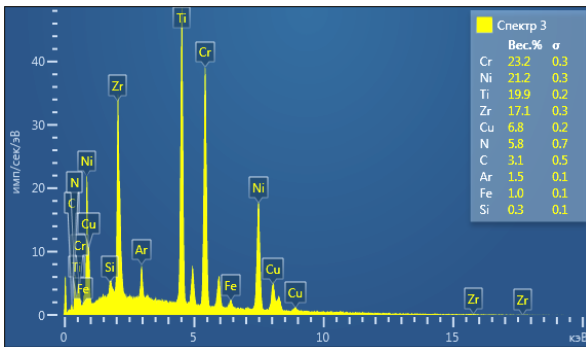
а)



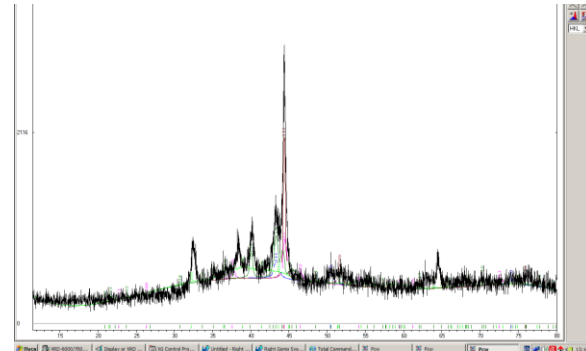
б)

Рисунок 8.4 – Изображения сплавов CrNiTiZrCu и CoCrCuFeNi [14]

На рисунке 8.5,а показан РФЭС спектр сплава CrNiTiZrCu, измеренный на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-5910, а на рисунке 8.5б представлен спектр дифракции, измеренный на рентгеновском дифрактометре XRD-6000.



а)



б)

Рисунок 8.5 – РФЭС (а) и спектр дифракции (б) сплава CrNiTiZrCu

Таблица 8.1 – Количественный химический состав CrNiTiZrCu, ат. %

Элемент	Cr	Ni	Ti	Zr	Cu
Номинальный	20	20	20	20	20
в аргоне	23,2	21,2	19,9	17,1	6,8
в азоте	22,8	20,8	19,7	16,9	7,0

Длина нанотрещины дается эмпирической формулой [11, 12]:

$$L_{nm} = 0,17 \cdot 10^{-9} \nu \quad (8.1)$$

В уравнении (8.1) нужно знать один параметр – молярный объем элемента металла или соединения, который равен $\nu = M/\rho$ (M – молярная масса, ρ – ее плотность).

Для элементов с высокой энтропией справедливы следующие соотношения:

$$T_m = \sum_{i=1}^n c_i (T_m)_i, \quad M = \sum_{i=1}^n c_i (M)_i, \quad \rho = \sum_{i=1}^n c_i (\rho)_i, \quad E = \sum_{i=1}^n c_i (E)_i. \quad (8.2)$$

где $(T_m)_i$ – температура плавления каждого элемента сплава (К), $(M)_i$ – молярная масса каждого элемента сплава (г/моль), ρ – плотность каждого элемента сплава (г/см³), E – модуль Юнга (ГПа), c_i – концентрация каждого элемента сплава, n – число элементов сплава. На основании табл. 8.1 и формулы 8.2 имеем табл. 8.2:

Таблица 8.2 – Параметры сплава CrNiTiZrCu

Сплав	M, г/моль	ρ , г/моль	$L_{nm}=R(I)$, нм	$L_{\mu m}$, нм	E, ГПа
CrNiTiZrCu	46.0	7.3	1.10	110	166

По Гриффитсу скорость распространения трещины равна [15]:

$$V_C = \beta \cdot V_0 \cdot (1 - \gamma_1 / W_a)^{1/2} \quad (8.3)$$

и составляет около 1/3 скорости звука V_0 в материале.

Для железа по формуле (8.1) длина нанотрещины при 2 наносекунд $L_{nm}=1.2$ нм, а длина микротрещины, измеренная электронно-микроскопическим методом, $L_{\mu m}=0,2$ мкм [5], тогда $L_{\mu m}/L_{nm} = 0.2 \cdot 10^{-6} / 1.2 \cdot 10^{-9} = 1.7 \cdot 10^2$, а скорость звука у железа $V_{Fe}=5120$ м/с и $1/3 V_{Fe}=1,7 \cdot 10^2$. Оба значения совпадают. Это значит, чтобы получить длину мезотрещин сплава CrNiTiZrCu (и любых твердых тел) в стационарном режиме без приложенного внешнего напряжения необходимо значения для L_{nm} умножить на 100 (таблица 8.1, $L_{\mu m}$).

Особенностью сплава CrNiTiZrCu (см.рис. 8.3 и 8.4) является их самоорганизация в процессе формирования высокоэнтропийного сплава – ячеистая (карандашная) структура. Для решения вопроса о самоорганизации структурных единиц сплава рассмотрим модель ячеек Бенара. Ячейки Бенара – это возникновение упорядоченности в виде конвективных ячеек в форме цилиндрических валов или правильных шестигранных фигур в слое вязкой жидкости с вертикальным градиентом температуры (рисунок 8.6) [16].

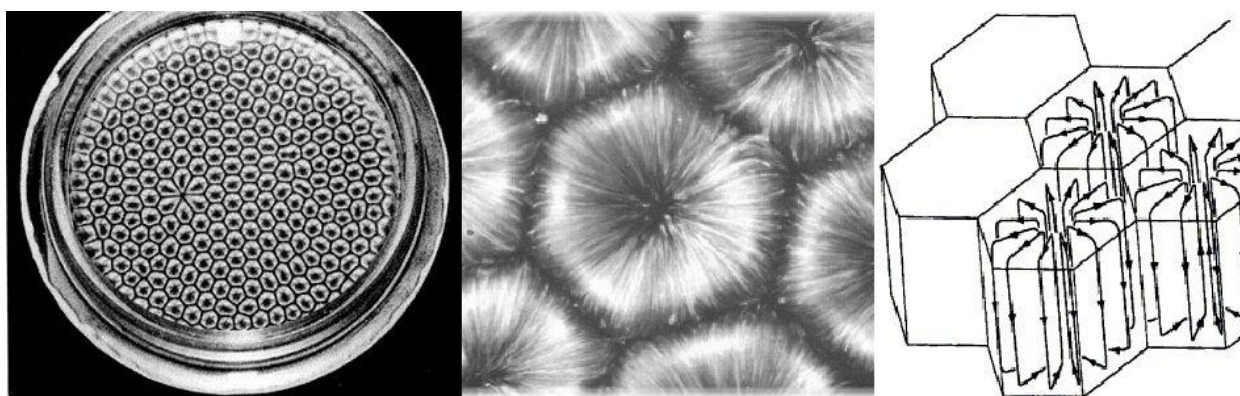


Рисунок 8.6 – Ячейки Бенара [16]

На этом рисунке справа эти ячейки похожи на карандаши (рисунок 8.3,б). Управляющим параметром самоорганизации служит градиент температуры. Вследствие подогрева в первоначально однородном слое жидкости начинается диффузия из-за возникшей неоднородности плотности. При преодолении некоторого критического значения градиента, диффузия не успевает привести к однородному распределению температуры по объему. Возникают цилиндрические валы, вращающиеся навстречу друг другу (как сцепленные шестеренки). При увеличении градиента температуры возникает

второй критический переход. Для ускорения диффузии каждый вал распадается на два вала меньшего размера. При дальнейшем увеличении управляющего параметра валы дробятся, и в пределе возникает турбулентный хаос. Более строго при анализе процессов в системе Бенара в качестве управляющего параметра выбирается число Рэлея: $Re = gL^3bdT/va$, где g – ускорение свободного падения, L – характерный размер, b – коэффициент объемного расширения, dT – градиент температуры, v – кинематическая вязкость, a – коэффициент температуропроводности среды. Поскольку кинематическая вязкость $v \sim 1/\sigma$, σ – поверхностное натяжение, то из приведенного выше выражения для числа Рэлея следует, что управляющим параметром в нашем случае (а возможно и в случае процесса Бенара) является поверхностное натяжение. Тем самым мы возвращаемся к вопросу, обсуждавшемуся нами в работах [17, 18]. В природе также встречаются образования, похожие на ячейки Бенара (рисунок 8.7). На этом фото показаны вертикально стоящие базальтовые столбы в форме плотно прилегающих друг к другу правильных призм, чаще всего шестигранных. Они соответствуют карандашам на 8.3б. По поводу базальтов в работе [19] сделали предположение, что справедлива контракционно-конвективная модель возникновения столбчатой отдельности, согласно которой в слое жидкой излившейся лавы по мере ее остывания создаются условия для конвекции Рэлея-Бенара.



Рисунок 8.7 – Столбчатые базальты на северном побережье Ирландии

Обратимся теперь к механическим свойствам сплава $CrNiTiZrCu$ как экспериментальных, так и теоретических. В эксперименте мы используем равноканальное угловое прессование, которое обеспечивает многократную (повторную) деформацию сдвигом без изменения поперечного сечения образцов. При повторной деформации мезотрещина в сплаве начинает расти до того момента, когда начнет процесс его разрушения. От зарождения первичной трещины это выглядит, как показано на рисунке 8.8.

Из рисунка 8.8 следует, что диаграмма разрушения представляет S-образную кривую, характерную для кривой из теории катастроф [20]. Чтобы описать S-образную кривую нужно рассмотреть три объекта: 1) цель функционирования; 2) две координаты процесса; 3) управляющие параметры. В нашем рассмотрении цель функционирования – разрушение сплава, а координатой процесса разрушения возьмем скорость движения трещины $L_{\text{ум}}$, обусловленной образованием N элементарных очагов разрушения, пропорциональное числу трещин. В качестве управляющих параметров возьмем плотность ρ и $E/F(I)$, где E – модуль Юнга и $F(I)$ – барьер Пайерлса-Набарро сплава.

Для одной координаты $L(N)$ и двух управляющих параметров в теории катастроф имеется только одна каноническая зависимость для записи зависимости функции цели [21]:

$$L(N) = 0.25N^4 - 0.5\rho N^2 - E/F(I) \cdot N. \quad (8.4)$$



Рисунок 8.8 – Кинетическая диаграмма усталостного разрушения (а) [8]; сплав CrNiTiZrCu перед разрушением (б)

Катастрофа, имеющая такую потенциальную функцию $L(N)$, называется катастрофой типа «сборки» Уитни [21]. Уравнение (8.4) задает статическую модель разрушения сплава. Для получения динамической модели будем считать трещину градиентной системой. Это означает, что потенциальная функция $L(N)$ стремится к экстремуму. Градиент функции $L(N)$ равен:

$$\frac{dL(N)}{dt} = \frac{\partial L(N)}{\partial N} = N^3 - \rho N - E / F(I) = 0. \quad (8.5)$$

В механике такое уравнение характерно для движения в среде вязкого трения (внутреннее трение в сплаве). В этом случае процесс перехода из одного состояния в другое получается плавным, похожим на S-образную кривую (рисунок 8.8,а). Расчет уравнения (8.5) по формуле Кардана дал для числа трещин в сплаве $N \approx 1.2 \cdot 10^7$. Длина магистральной мезотрещины увеличилась с 0.1 мкм до 50 мкм (рисунок 8.8,б).

В настоящем параграфе мы затронули вопрос о работоспособности высокоэнтропийных сплавов и их практическом применении в качестве функциональных покрытий на детали военной техники [22]. Основными недостатками ВЭС из тугоплавких элементов являются высокая плотность и хрупкость. При этом добиться низкой плотности, как, например, у алюминия, невозможно по причине используемых в композиции сплава элементов с уже высокой плотностью.

8.2 К вопросу о живучести стволов артиллерийских орудий на наноуровне

Под живучестью ствола и снаряда в артиллерии понимают величину, которая характеризует число стрельб из заданного ствола, прежде чем скорость начальная артиллерийского снаряда не станет равной величине 10-15 % [23]. Живучесть артиллерийского орудия, прежде всего, определяется его износом, а точнее от ее интенсивности, которая протекает в схеме «заряд пороха – артиллерийский снаряд – орудийный ствол» [24]. Под признаком предела живучести ствола в артиллерии, в настоящее время, служит постоянное обрезание ведущих поясков снаряда, которое вызывается износом и разрушением поверхности ствола в артиллерии. При этом ухудшается кучность стрельбы, дальность полета снаряда и прочее [25].

В настоящее время для расчета живучести и износа артиллерийского ствола используют эмпирические формулы, полученные в ходе экспериментальных испытаний

стволов на специальных полигонах, что сопряжено с большими материальными и временными затратами [26]. Поэтому актуально то направление работ, которое связано с разрушением артиллерийского ствола за счет износа, которое возникает уже на наноуровне. В настоящем параграфе мы моделируем поверхность артиллерийского ствола и снаряда, включая расчет толщины слоя поверхности и расчет поверхностной энергии, работа которой определяет разрушение слоя поверхности. В основе модели [27-29] лежит иерархическая схема, показанная на рисунке 8.9.

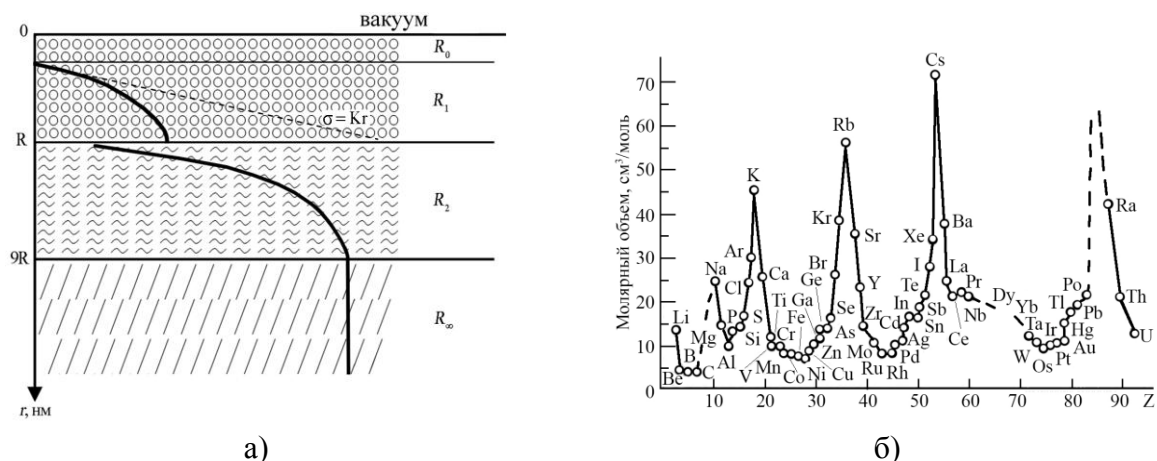


Рисунок 8.9 – Схематическое изображение поверхностного слоя (а), периодическое изменение атомного объема элементов (б)

Толщина слоя R_0 у металла и его соединений имеет величину примерно от 0,01 нм и примерно до 0,1 нм. Слой этот характеризуется тем, что в нем происходят размерные эффекты на квантовом уровне, среди которых выделяются двумерные, одномерные и нульмерные структуры. К двумерным структурам относятся ультратонкие пленки, к одномерным структурам – квантовые нити и проволоки, к нульмерным структурам – квантовые точки и кристаллиты (рис. 8.9а).

Слой $R(I)$ обнаруживает размерные эффекты II рода, которые принадлежат всем атомам металла или сплава. Здесь наблюдаются такие явления как релаксация и реконструкция атомов поверхности. Размерные эффекты II рода наблюдаются, прежде всего, только в наночастицах и в наноструктурах (рис. 8.9а).

Размер слоя $R(II)$ имеет протяженность порядка $9R$. Именно с этого размера фаза становится объемной и размерные эффекты в объемной фазе отсутствуют. В слое $R(II)$ наблюдаются размерные эффекты I рода, и они связаны с кинетическими процессами в оптике, магнетизме и других физических явлениях. Размерная зависимость наблюдается в длине пробега электронов, экситонов, фононов и т.д. (рисунок 8.9,а).

Работой [27] мы показали, что справедлива формула:

$$\sigma = 0.7 \cdot 10^{-3} \cdot T_m \text{ (Дж/м}^2\text{)}, \quad (8.6)$$

где T_m – температура плавления металла или сплава (К). Она справедлива для очень большого класса соединений. В работе [27] нами получена формула, из которой следует, что при $T=T_m$ мы получаем:

$$R(I)_M = 0.17 \cdot 10^{-9} \upsilon(M). \quad (8.7)$$

Из уравнения (8.7) следует, что слой R(I) и его толщина поверхности выражается одной величиной, а именно, атомным объемом химического элемента. Этот атомный объем периодически изменяется в соответствие с таблицей Д.И.Менделеева (рисунок 8.9,б).

Для твердых растворов примем следующие соотношения:

$$T_m = \sum_{i=1}^n c_i (T_m)_i, \quad M = \sum_{i=1}^n c_i (M)_i, \quad \rho = \sum_{i=1}^n c_i (\rho)_i. \quad (8.8)$$

Для некоторых артиллерийских стволов и снарядов выберем три химических состава стали – 30ХМА, 30Х2Н2ВФА и 33ХН3МА (таблица 8.3).

Таблица 8.3 – Химический состав сталей артиллерийских стволов, ат.%. [30]

Химические элементы	Обозначение марок стали		
	30ХМА	30Х2Н2ВФА	33ХН3МА
Fe	97.77...97.42	94.82...92.95	95.5...93.2
C	0.25...0.33	0.27...0.34	0.27...0.37
Si	0.17...0.37	0.17...0.37	0.17...0.37
Mn	0.40...0.07	0.30...0.60	0.50...0.80
Cr	0.80...1.10	1.60...2.00	0.80...1.10
Ni	≤ 0.4	1.40...1.80	2.50...3.8
W	-	1.20...1.60	-
V	-	0.18...0.28	-
Mo	0.15...0.25	-	0.20...0.30
S	≤ 0.03	≤ 0.03	≤ 0.03
P	≤ 0.03	≤ 0.03	≤ 0.03

Используя уравнения (8.6), сделаем расчеты.

Из таблицы 8.4 следует, что слои поверхности R(I) и R(II) по размеру оказываются на уровне наноструктур. В эксперименте слой R(I) наблюдают тогда, когда рентгеновский луч падает на поверхность металлического кристалла под углом заведомо меньше угла внутреннего отражения [31]. В этом случае, волна рентгена распространяется вдоль поверхности кристалла, отражая его глубину [32].

Таблица 8.4 – Средние значения толщины поверхностного слоя артиллерийских стволов и снарядов

Элемент	M, г/моль	ρ, г/см ³	R(I), нм	R(II), нм
30ХМА	55.80	7.84	1.20	10.8
30Х2Н2ВФА	56.62	8.15	1.18	10.6
33ХН3МА	55.87	8.30	1.14	10.3

Рисунок 8.9 стали за счет присутствия размерных эффектов. И работа адгезии, ответственной за разрушение металла, будет также существенно отличаться от основного металла. В работе [33] нами показана размерная зависимость температуры плавления:

$$T_m(r) = T_m(\infty) \cdot \left(1 - \frac{R(I)}{r} \right), \quad r \gg R(I)$$

$$T_m(r) = T_m(\infty) \cdot \left(1 - \frac{R(I)}{R(I) + r} \right), \quad r \leq R(I). \quad (8.9)$$

Здесь $T_m(r)$ – температура плавления в точке r , а $T_m(\infty)$ – температура плавления в объемной фазе, где нет размерных эффектов.

В таблице 8.5 представлены температуры плавления в структурах R(I), R(II) и в основной фазе, а также их поверхностные энергии (формула 8.6).

Таблица 8.5 – Поверхностная энергия наноструктур и объемной фазы

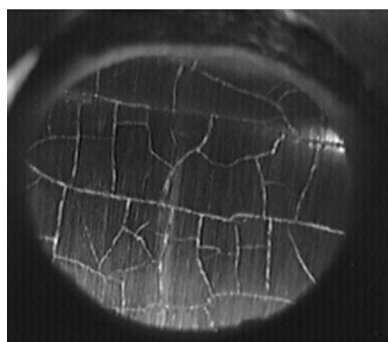
Элемент	$T_m(\infty)$, К	$T_m(R(I))$, К	$T_m(R(II))$, К	$\sigma(\infty)$, Дж/м ²	$\sigma(R(I))$, Дж/м ²	$\sigma(R(II))$, Дж/м ²
30ХМА	1813	598	1523	1.269	0.419	1.066
33ХНЗМА	1826	621	1552	1.278	0.435	1.086
30Х2Н2ВФА	1866	634	1567	1.306	0.444	1.097

Из таблицы 8.5 видно, на поверхности артиллерийского ствола и снаряда в слое R(I) поверхностная энергия в 3 раза меньше поверхностной энергии объема. Согласно Е. Оровану [34] интенсивность разрушения материала определяется энергией адгезии на границе раздела фаз:

$$W_a = 2\sigma \text{ [Дж/м}^2\text{]} \quad (8.10)$$

Из уравнения (8.10) следует, что живучесть артиллерийского ствола и снаряда пропорциональна его поверхностной энергии. В связи с этим, на поверхности ствола и снаряда возникает область микротрещин (рис. 8.10а).

Возникают сразу два вопроса: как оперативно измерять поверхностную энергию большого количества стволов и снарядов и как повышать живучесть артиллерийского снаряда? Оперативно измерять поверхностную энергию металлических деталей (включая снаряды) можно с помощью нашего прибора, показанного на рисунке 8.10,б. [36, 37].



а)



б)

Рисунок 8.10 – Область микротрещин на снаряде (а) [35], прибор для определения поверхностной энергии (б) [36, 37]

Суть прибора состоит в оперативном измерении работы выхода электронов из поверхности металла, которая очень чувствительна к контактной разности потенциалов. Измеряя поверхностную энергию артиллерийского снаряда (формула 8.10), можно с высокой точностью определять ее энергию разрушения и тем самым его живучесть при разных режимах его хранения и различных условиях его эксплуатации.

Решение второго вопроса связано с повышением живучести артиллерийского ствола и снаряда путем упрочнения и модификации его поверхности. В настоящее время самые различные детали, начиная с машиностроения и кончая ракетной и военной техникой, подвергаются самым разнообразным технологиям упрочнения и модификациям поверхности, включая наноматериалы, которые и составляют основу поверхности

снарядов. При этом на износ и живучесть артиллерийского ствола и снаряда существенную роль играет трение поверхности ствола и снаряда, которую можно снизить за счет соответствующего покрытия на его поверхность. Так в работе [38] показано, что покрытие стволов и снарядов из соединений меди, полученное осаждением покрытия с помощью электролита, повышает износостойкость пары трения в 2.2 раза. В настоящее время уже разработана целая серия химических составов для нанесения покрытий на различные детали. Наиболее удачным, по мнению ученых из «Росатома», является метод магнетронного нанесения покрытий из металла из-за его высокой скорости осаждения металла на поверхность стволов и снарядов в артиллерии.

Нами, на сталь 30ХМА (таблица 8.5) магнетронным методом наносилось высокоэнтропийное (ВЭС) наноструктурное покрытие TiNiZrCuCr [39]. Рисунок 8.11,а показывает, в качестве примера, исследуемый образец с ВЭС-покрытием, на рисунке 8.11,б их РЭМ изображение ВЭС-покрытия, а на рисунке 8.11,с схема формирования наноструктурных ВЭС-покрытия [40].

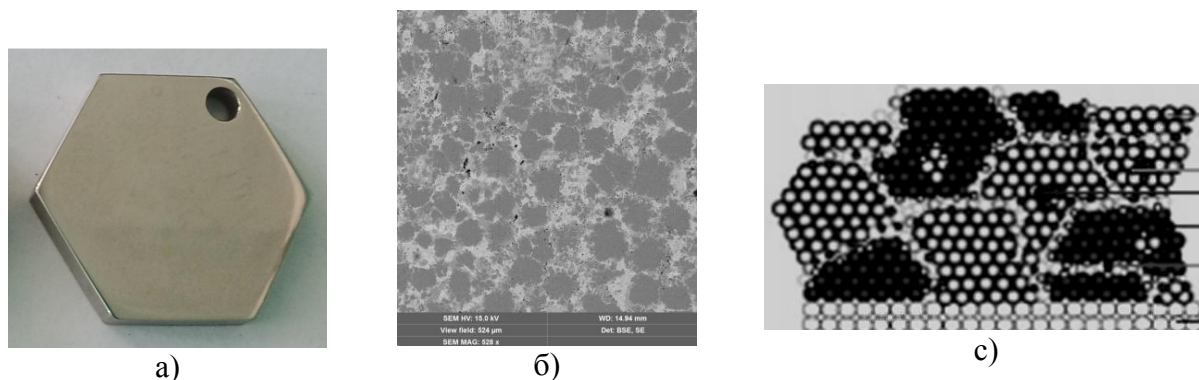


Рисунок 8.11 – Напыленный образец из стали 30ХМА с ВЭС-покрытием (а), REM-изображение ВЭС-покрытия (б), схема формирования наноструктурных покрытий ВЭС

Измерение поверхностной энергии этого покрытия проводилось в работе [41] прибором (рисунок 8.12,б) и также прибором «Поверхность-11» (рисунок 8.12,а).

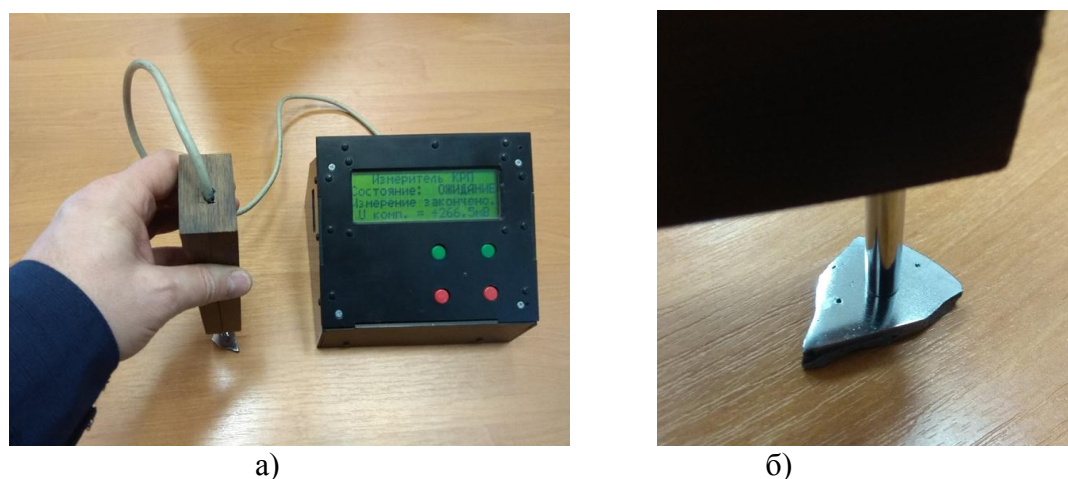


Рисунок 8.12 – Измерение прибором «Поверхность-11» (а), расположение датчика на образце (б)

Измерения дали результаты: $\sigma_1=0.419$ Дж/м² (таблица 8.5 без покрытия) и $\sigma_2=1.676$ Дж/м², т.е. $\sigma_2/\sigma_1 \approx 4$. Измерения коэффициента трения стали 30ХМА проводилось прибором, описанным нами в работе [42] и показанным на рисунке 8.13. Информационно-измерительная система для трибологических исследований состоит из двух основных

компонентов: экспериментальной установки и программного обеспечения верхнего информационного уровня. Экспериментальная установка для определения коэффициентов трения построена по принципу модульности. Общая схема установки для определения коэффициентов трения представлена на рис. 8.13а, а ее программное обеспечение на рисунке 8.13,б. Эксперимент в на рисунке 8.13 дали следующие результаты: $k_1=0.62$ (сталь по стали) и $k_2=0.13$ (покрытие по стали), т.е. $k_1/k_2 \approx 5$.

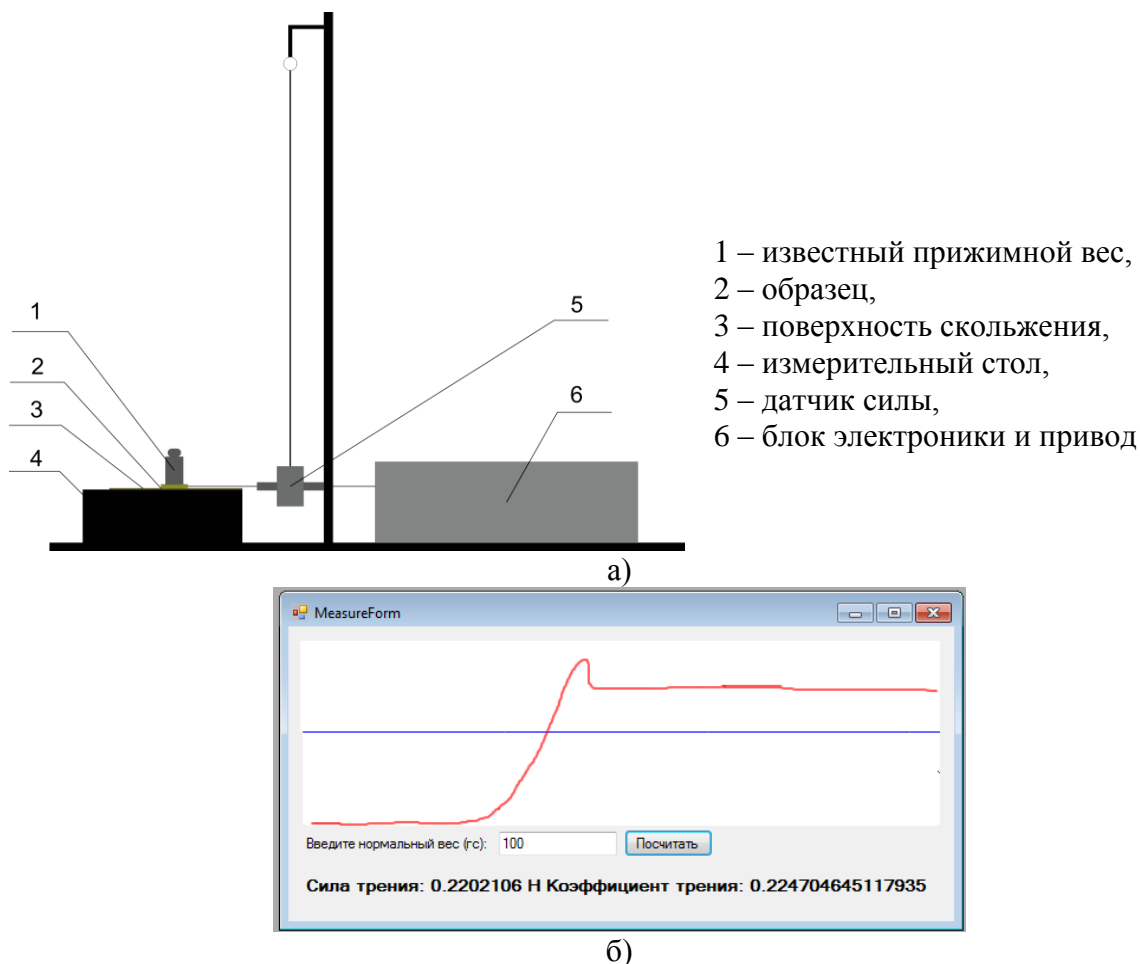


Рисунок 8.13 – Общая схема установки для определения коэффициентов трения (а), графического представления результатов (б) [42]

Суть выводов заключается в том [43, 44], что увеличить живучесть артиллерийских стволом и снарядов, можно применяя для них покрытия, желательны высокоэнтропийные, которые обладают наноструктурой, большой поверхностной энергией и низким коэффициентом трения. Желательно при этом использовать приборы, показанные на рисунке 8.10,б, рисунках 8.12 и 8.13, чтобы оперативно определять поверхностную энергию и коэффициент трения покрытия снарядов до и после напыления.

8.3 Трение в высокоэнтропийных сплавах и покрытиях

В настоящее время существует пять теорий, объясняющих процессы, происходящие при трении: механическая; молекулярная; молекулярно-механическая; энергетическая; гидродинамическая [45]. Механическая теория предложена в 1699 году (Гильом Амонтон) для случая сухого трения:

$$F = k \times N,$$

где k – коэффициент трения скольжения; N – нормальная к плоскости трения нагрузка, Н.

Предполагает наличие двух периодов: первоначальной приработки и нормального изнашивания. Она объясняет причину возникновения трения зацеплением шероховатостей трущихся поверхностей, но не объясняет увеличение трения у очень гладких поверхностей.

Молекулярная теория была предложена Томпсоном (1929 г.) и Б.В. Дерягиным (1934 г.):

$$F = k \times (N + p \times S),$$

где p – добавочное давление, вызванное силами ионно-атомного притяжения, МПа; S – площадь контакта, m^2 . Эта теория исходит из допущения существования молекулярных сил взаимодействия между контактирующими микровыступами.

Молекулярно-механическая теория предложена И.В.Крагельским (1946 г.):

$$F = F_1 + F_2 = a \times S + b \times N,$$

где F_1 , F_2 – механическая и молекулярная составляющие силы трения, S – фактическая площадь контакта, N – удельное давление, a и b – эмпирические коэффициенты. Эта теория исходит из предположения, что трение имеет двойственную природу и обусловлено как взаимным внедрением микровыступов трущихся поверхностей, так и силами молекулярного взаимодействия.

Энергетическая теория предложена А.Д.Дубиным (1952 г.). Согласно этой теории, природа трения и процессы, происходящие при нем, должны подчиняться не законам сил, а законам энергий и их превращения.

Гидродинамическая теория предложена следующими учеными: Петров Н.А. (1883 г.), Жуковский Н.Е. (1886-1889 гг.), Чаплыгин (1897-1896 гг.), Рейнольдс (1886 г.), Зоммерфельд (1931 г.). Эта теория разработана на основе гидродинамической теории смазки (Петров):

$$F = h \times n \times S/h,$$

где F – сила вязкого сдвига в нагруженной части подшипника, Н; h – абсолютная вязкость масла, $Pa \cdot s$; n – относительная скорость перемещения трущихся поверхностей, m/s ; S – площадь поверхности скольжения, m^2 ; h – толщина масляного слоя, м.

В настоящем параграфе мы экспериментально исследуем трение высокоэнтропийных покрытий и предложим модель, которая позволит в рамках энергетической теории объяснить наблюдаемые эффекты. Но, прежде всего, мы кратко рассмотрим вопросы трибологии наноструктурных покрытий, эксперименты по высокоэнтропийным покрытиям и сведения о современных теориях трения. Трибологические свойства ионно-плазменных покрытий исследовались нами в работах [46, 47].

Механизмы трения в наноструктурных материалах изучены слабо, возможно, вследствие трудности создания массивных образцов, достаточных для исследования трения. В наноструктурных материалах существенную роль играет размерный эффект. В работе [48] наноструктурный никель был получен электроосаждением и коэффициент трения для различных размеров зерен, представлен на рисунке 8.14,а.

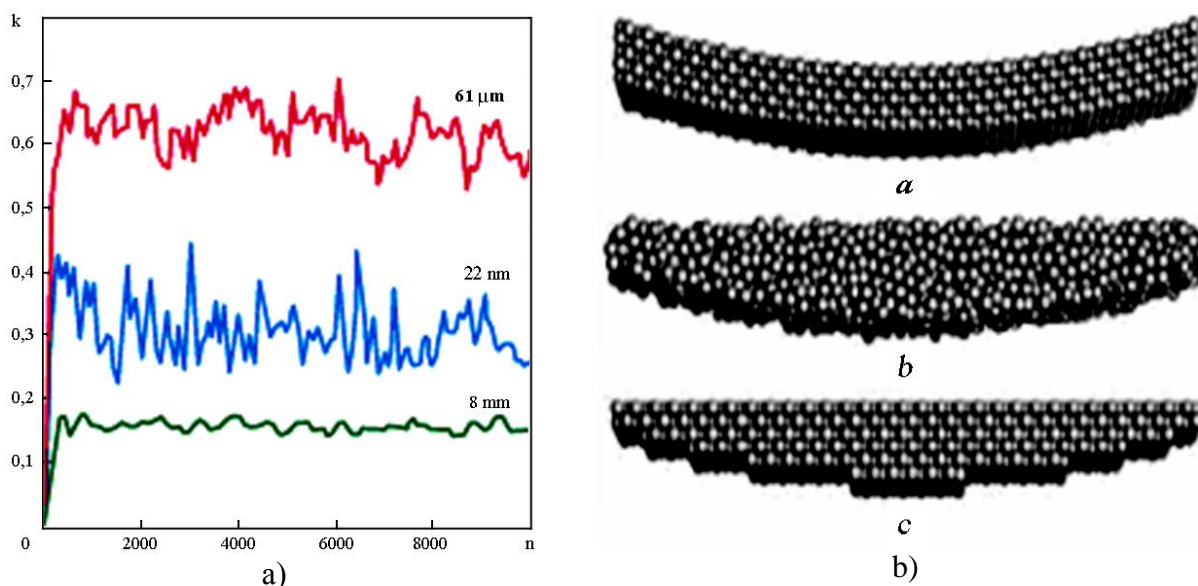


Рисунок 8.14 – Изменение коэффициента трения никеля с разным размером зерен (а) [48], поверхности одинакового радиуса, но с различной структурой на атомном уровне (b) [49]

Коэффициент трения никеля 0,16 наблюдается при 8 нм и возрастает до 0,65 при 61 микрон, где уже начинается объемная фаза. В работе [49] был использован компьютерный метод молекулярной динамики (молекулярно-механическая теория) для проверки пределов применимости макроскопического описания контактирующих нанопервохностей (рисунок 8.14б). Оказалось, что для всех типов поверхностей расчетные зависимости прекрасно согласуются с предсказаниями континуальной модели.

В рамках модели [50] размерная зависимость коэффициента трения $k_{fr}(r)$ дается формулой:

$$k_{fr}(r) = k_{fr0}(1 - R(I)/r), \quad (8.11)$$

где k_{fr0} – коэффициент трения объемной фазы, $R(I)$ – толщина поверхностного слоя твердого тела, которая дается формулой:

$$R(I) = 0,24 \cdot 10^{-9} \cdot v \text{ (nm)}, \quad (8.12)$$

где v – молярный (атомный) объем элемента, $v = M/\rho$, M – молярная масса, ρ – плотность. Для никеля – $R(I) = 1,6$ нм и $k_{fr0} = 0,65$ (1-1,6/r).

После открытия в 2004 году высокоэнтропийных сплавов [51], начали исследовать, прежде всего, их механические свойства (твердость, модуль Юнга и т.д.). Несколько позже исследовать начали трение высокоэнтропийных сплавов, в основном в литом состоянии [49-54]. Исследование трибологических свойств, определенных по системе «шар-по диску», показало, что после первичной обкатки коэффициент трения быстро достигает постоянного значения и остается на этом уровне. Он имеет для покрытий, полученных при $R_N = 40\%$ и $R_N = 50\%$, величину 0,74 и 0,80 соответственно. В противоположность этому (TiZrHfNbTa)C-пленка продемонстрировала хорошие показатели трения с низким коэффициентом трения ($k_{fr0} = 0,15$) [54].

В работе [55] показано, что основным показателем сопротивления материала абразивному изнашиванию есть отношение микротвердости к приведенному модулю упругости (H/E_r). Из имеющихся материалов отмечаться большей абразивной

износостойкостью будет тот, данный показатель которого выше (рисунок 8.15,а). На рисунке 8.15,б, в качестве примера, представлены коэффициенты трения минералов ($\mu \sim 0,04-0,08$).

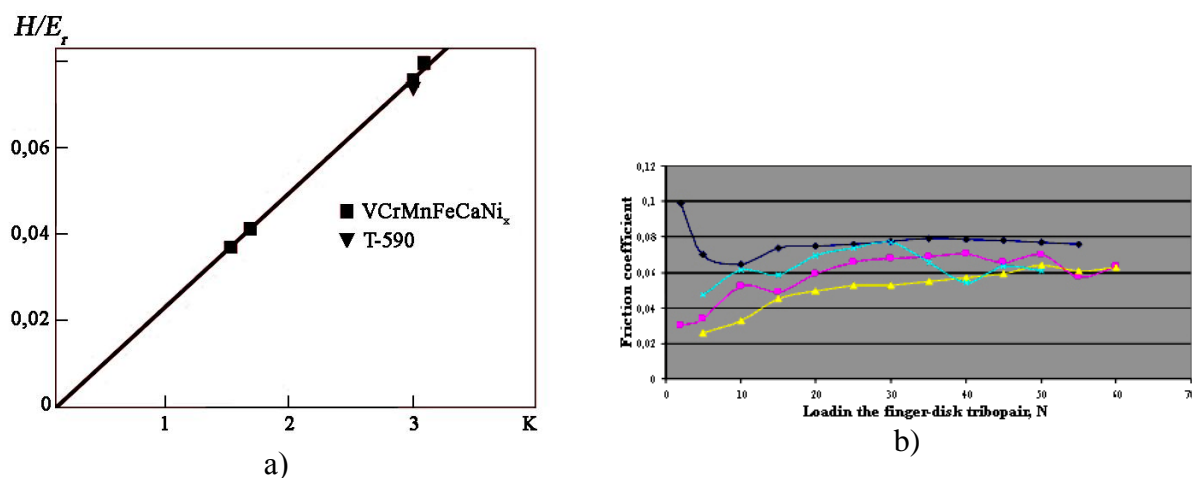


Рисунок 8.15 – Зависимость относительной износостойкости K от отношения H/E_f в зоне трения (а) [55], коэффициенты трения составов на основе солей сульфокислот: М-10Г (●), борнил лития (■), борнил сульфид (▲) и на основе антигорита (×) [56]

Анализ существующих теорий показал [45, 57-61], что часть теорий склоняется к механической природе трения, часть теорий объясняет трение как действие молекулярных сил. В то же время широко распространены двучленные теории трения, которые учитывают, как механическую, так и молекулярную составляющие. Анализ публикаций [62], в области контактного взаимодействия и изнашивания, указывает на недостаточную проработанность вопроса изнашивания на нанометровом уровне, когда рассматриваются поверхности на уровне субшероховатости.

Нас будет интересовать работа [63], где была установлена зависимость рассеяния энергии в контакте материалов, который определяется параметрами петли гистерезиса, и молекулярным (адгезионным) взаимодействием на площадках физического контакта при его циклическом сжатии. Авторами приведено, что в условиях образования адгезионной связи на контакте отдельных микронеровностей, распределение давлений при снятии сжимающей нагрузки отличается от традиционного использования теории упругого контакта Герца. Отмечается возникновение растягивающих напряжений на периферии контактной области, приводящее к несовпадению нагрузочных и разгрузочных деформационных зависимостей и образованию петель гистерезиса. Сложность процессов трения и изнашивания в соединениях реальных деталей машин пока не позволяют с достаточной точностью описать их количественно. Однако для приближенных инженерных расчетов могут быть использованы зависимости, устанавливающие взаимосвязь интенсивности изнашивания с параметрами качества поверхности трения [45, 57-61].

Авторами [64] предложен универсальный, общий показатель Π схватывания, охватывающий удар, трение, и резание металлов:

$$\Pi = \sigma / \tau , \quad (8.13)$$

где σ – удельная поверхностная энергия (поверхностное натяжение), τ – длительность релаксации напряжений в зоне соединения.

В качестве объектов исследования использовались высокоэнтропийные (ВЭС) покрытия состава: TiNiZrCuCr, CrFeNiTiZrCu, TiFeCuAlSn, AlCrNiTiZrCu, PbCrNiTiZrCu,

CrNiTiZrAlCu, изготовленные методом механического легирования [65]. Причем после отжига в вакуумной камере, образцы становились наноструктурными. На рисунке 8.16,а показаны , в качестве примера, исследуемые образцы, на рисунке 8.16,б их электронно микроскопическое изображение, а на рисунке 8.16,с схема формирования наноструктурных покрытий [66].

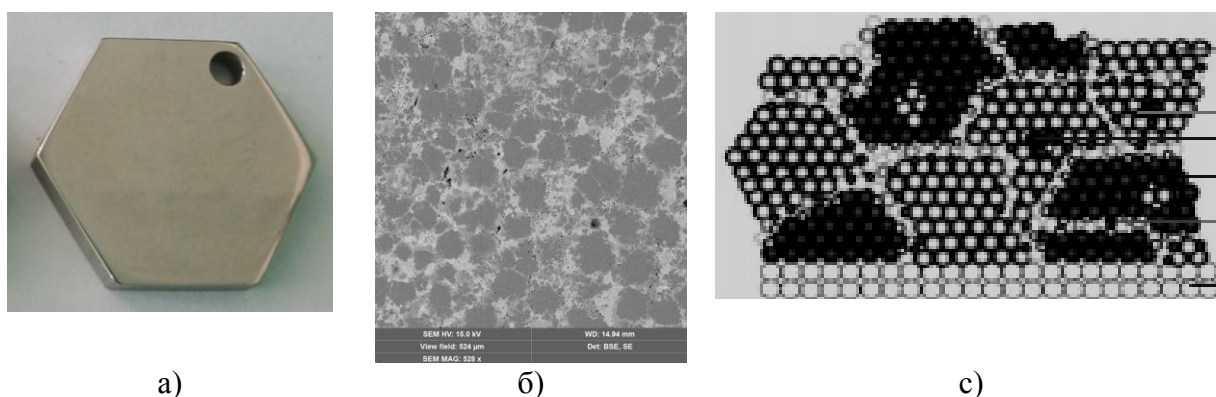


Рисунок 8.16 – Напыленные образцы (а), REM образцов (б), формирование наноструктурных покрытий [66]

Шероховатость покрытия в качестве примера, измеренная на атомно-силовом микроскопе (АСМ) JSPM-5400 производства компании JEOL, также незначительна (рисунок 8.17) [67].

Нами использовался микротвердомер HVS-1000A (рисунок 8.18,а). Данный прибор разработан с использованием последних достижений в механике, оптике, электронике и компьютерных технологиях для проведения испытаний на твердость металлических и неметаллических материалов, особо мелких деталей или тонких закаленных слоев. Схема для определения коэффициентов трения k_{fr} представлена на рисунке 8.18,б [68] и включает: 1 – известный прижимной вес, 2 – образец, 3 – поверхность скольжения, 4 – измерительный стол, 5 – датчик силы, 6 – блок электроники и привод.

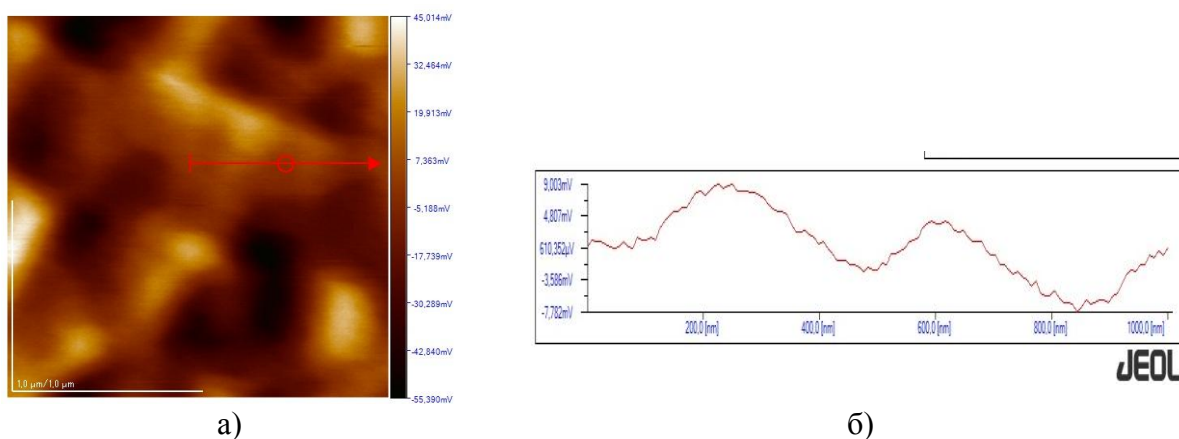


Рисунок 8.17 – АСМ TiNiZrCuCr (а) и его шероховатость (б) [67]

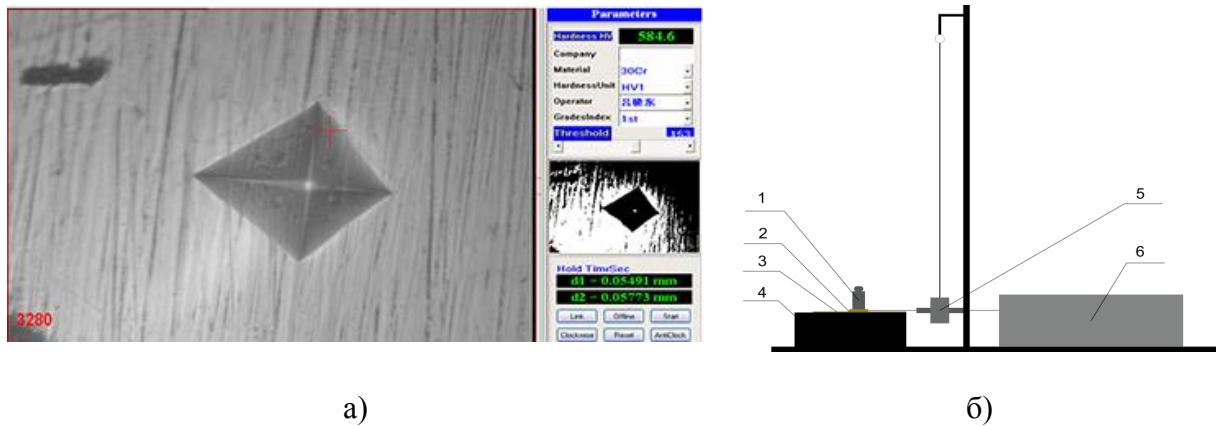


Рисунок 8.18 – Микротвердомере NVC-1000A (а) и схема установки для определения коэффициентов трения k_{fr} (б) [68]

Для определения удельной поверхностной энергии (поверхностного натяжения) σ использовалась методика, изложенная нами в работе [69]. В первом методе предусматривается измерение поверхностного натяжения путем определения зависимости микротвердости от толщины осаждаемого покрытия. Зависимость микротвердости осаждаемого покрытия от его толщины описывается формулой:

$$\mu = \mu_0 \cdot (1 - d/h), \quad (8.14)$$

где μ – микротвердость осаждаемого покрытия; μ_0 – «толстого» образца; h – толщина осаждаемого покрытия. Параметр d связан с поверхностным натяжением σ формулой:

$$d = 2\sigma v / RT, \quad (8.15)$$

где σ – поверхностное натяжение массивного образца; v – объем одного моля; R – газовая постоянная; T – температура.

В качестве примера рассмотрим определение поверхностного натяжения покрытия CrFeNiTiZrCu на сталь 20X13. Результаты показаны на рисунке 8.19. В координатах $\mu/\mu_0 \sim 1/h$ экспериментальная кривая спрямляется в соответствии с формулой (8.14), давая значение $h=1,3$ мкм. Для покрытия CrFeNiTiZrCu на стали 20X13 для поверхностного натяжения получено $\sigma=1,409$ Дж/м². Это значение подтверждает износостойкость покрытия CrFeNiTiZrCu на стали 20X13.

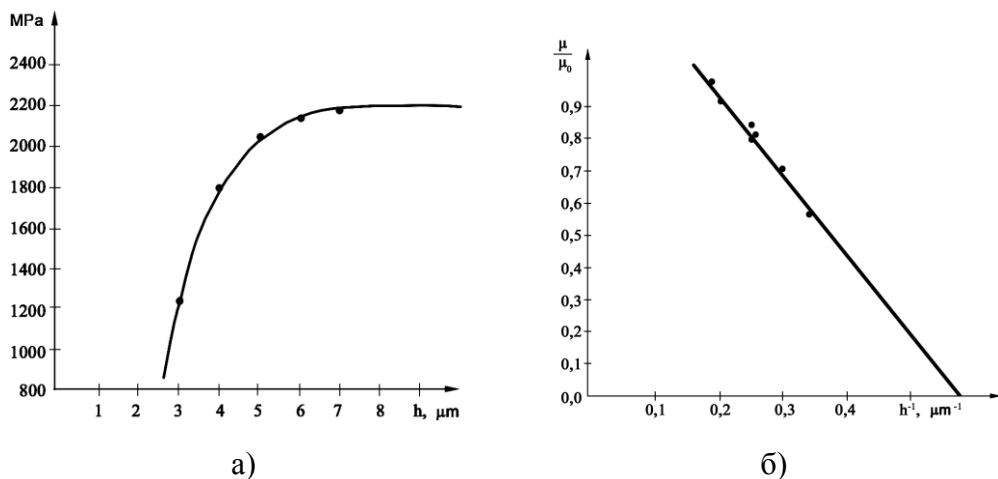


Рисунок 8.19 – Зависимость микротвердости от толщины (а) и обратной толщины (б) покрытия CrFeNiTiZrCu на сталь 20X13

Используя приведенные выше методы, можно дать таблицу 8.6 экспериментальных значений.

Таблица 8.6 – Экспериментальные значения свойств высокоэнтропийных покрытий

ВЭС	μ , HV	k_{fr}	σ , Дж/м ²
CrTiNiZrCu	890	0,04	1,149
TiFeCuAlSn	700	0,07	1,192
CrFeNiTiZrCu	740	0,06	1,409
AlCrNiTiZrCu	585	0,08	1,644
PbCrNiTiZrCu	560	0,11	1,387
CrNiTiZrAlCu	530	0,16	1,152

Таблица 8.6 показывает, что пятиатомные сплавы имеют большую твердость и меньший коэффициент трения k_{fr} , поверхностная энергия лежит от 1 до 1,2 Дж/м². У шестиатомных сплавов твердость несколько меньше и коэффициент трения больше. Сравним твердость нержавеющей сталей [70] с твердостью высокоэнтропийных покрытий из таблицы 8.7.

Таблица 8.7 – Твердость нержавеющей сталей [70]

Сталь	μ , HV	Сталь	μ , HV
12X13	121-187	08X17T	372
40X13	143-229	10X17H13M2T	200
08X18H10	170	12X18H10T	179

Твердость большинства нержавеющей сталей в 2-3 раза меньше высокоэнтропийных покрытий, что показывает перспективу их применения в качестве деталей различных промышленных конструкций. Сравним коэффициенты трения k_{fr} таблицы 8.8 обычных металлов с таблицей 8.6.

Таблица 8.8 – Коэффициенты сухого трения для однородных и разнородных пар наиболее распространенных металлов [71]

Металл	k_{fr}	Металл	k_{fr}
Сталь-Сталь	0,8	Cr-Cr	0,4
Fe-Fe	1,0	Mg-Mg	0,6
Cd-Cd	0,5	Ni-Ni	0,7
Al-Сталь	0,61	Cu-Сталь	0,53
Латунь-Сталь	0,35	Ni-Сталь	0,64
Cd-Cr	0,41	WC-Cu	0,35

Коэффициенты сухого трения k_{fr} для однородных пар металлов значительно выше, чем коэффициенты сухого трения для разнородных пар металлов, но все равно лежат в пределах 0,35-0,60, что на порядок выше, чем коэффициенты сухого трения k_{fr} высокоэнтропийных покрытий. У последних коэффициенты сухого трения лежат в области 0,04-0,16, что превышает коэффициенты сухого трения, например, основе солей сульфокислот. Такое различие в коэффициентах трения k_{fr} у высокоэнтропийных покрытий обусловлено их наноструктурной особенностью и проявлением у них размерной зависимости свойств. Но наноструктурные покрытия TiN имеют коэффициенты сухого трения на уровне 0,40 [66]. Это означает, что у высокоэнтропийных покрытий, состоящих

из 5-6 металлов, механизм трения несколько отличный, чем коэффициенты сухого трения k_{fr} для однородных и разнородных пар наиболее распространенных металлов. Пять теорий, которые существуют в настоящее время и объясняющих процессы, происходящие при трении, не содержат размерных зависимостей, характерных для наноструктур (рисунок 8.15,а). Размерная зависимость коэффициентов сухого трения k_{fr} приведенная в формуле 8.11, не дает понимания о механизмах трения высокоэнтропийных покрытий, чем мы займемся в следующем разделе.

Для определения удельного сопротивления высокоэнтропийных сплавов была собрана экспериментальная установка и измерены ρ (Ом м) [28]. Оказалось, что удельное сопротивление исследуемых высокоэнтропийных сплавов лежит в диапазоне $(5-7) \cdot 10^{-8}$ Ом·м, т.е. немного отличается от $\rho_w = 5,5 \cdot 10^{-8}$ Ом·м. По закону Ома плотность тока в металлах равна:

$$j = env = 1/\rho \cdot E$$

Откуда для концентрации электронов имеем выражение:

$$n = 1/ev\rho \cdot E_F, \quad (8.16)$$

где заряд электрона $e = 1.6 \cdot 10^{-19}$ Кл; удельное сопротивление $\rho = 5 \cdot 10^{-8}$ Ом·м; скорость электронов $v_{Cu} = 74 \cdot 10^6$ м/с; энергия Ферми $E_F = 14 \cdot 10^{-19}$ Дж. Таким образом, концентрация электронов проводимости в сплаве вблизи уровня Ферми $n \approx 3 \cdot 10^{18}$.

Мы рассмотрим вопрос отклика подсистемы n электронов в высокоэнтропийных сплавах на внешнее воздействие при трении с позиций неравновесной статистической термодинамики. Электроны в сплаве будем рассматривать как систему невзаимодействующих частиц, погруженную в термостат. Термостат представляет собой металлический сплав за вычетом n «свободных» электронов. Квантовые переходы при трении, обусловленные взаимодействием системы электронов с термостатом, будут диссипативными (с вероятностью P) в отличие от взаимодействия при трении (с вероятностью F). Диссипативные процессы приводят к тому, что вторичное поле (отклик системы) всегда меньше первичного, вызывающего образование тепла при трении.

Будем считать, что подсистема электронов обменивается с термостатом при трении только энергией. Тогда соответствующий им ансамбль частиц будет каноническим. В этом случае выражение для статистической энтропии имеет вид:

$$S = -k \sum_i f_i \ln f_i, \quad (8.17)$$

где f_i – функция распределения; k – постоянная Больцмана.

Дифференцируя (7) по времени и преобразуя, получим:

$$\frac{dS}{dt} = \frac{k}{2} \sum_{i,j} (\ln f_i - \ln f_j) (P_{ij} f_i - P_{ji} f_j), \quad (8.18)$$

где P_{ij} – вероятность перехода из начального i (с энергией E_i) в возбужденное при трении состояние j (с энергией E_j). Для диссипативных процессов принцип детального равновесия имеет вид:

$$\frac{g_i P_{ij}}{g_j P_{ji}} = e^{\frac{E_j - E_i}{kT}}, \quad (8.19)$$

где g_i, g_j – статистические веса для уровней E_i и E_j . Тогда (8.19) примет вид:

$$\frac{dS}{dt} = \frac{k}{2} P_{ij} \left(\ln f_i - \ln f_j \right) \left(f_i - \frac{g_i}{g_j} f_j e^{\frac{E_i - E_j}{kT}} \right), \quad (8.20)$$

Каноническая функция распределения:

$$f_{ij} = \frac{1}{Z} e^{-E_j/kT}$$

где статистическая сумма:

$$Z = e^{-G/kT}$$

где G – потенциал (свободная энергия) Гиббса системы термостат + система электронов.

Положим, что неконфигурационная часть потенциала Гиббса линейно зависит от концентрации n электронов:

$$e^{-G/kT} = \sum_N h(n), \quad (8.21)$$

где $h(n) = \omega(n) \cdot e^{-G/kT}$; $\omega(n)$ – статистический вес.

После громоздких, но простых вычислений нетрудно показать, что функция $h(n)$ представляет собой распределение Гаусса около значения \bar{n} с малой дисперсией, т.е.:

$$h(n) = h(\bar{n}) e^{-\Delta n^2/n} \quad (8.22)$$

Подставляя (8.22) в (8.21), имеем:

$$e^{-G/kT} = h(\bar{n}) \sum_{\Delta n} e^{-\Delta n^2/n} \quad (8.23)$$

Для оценки суммы в (8.23) заменим ее интегралом:

$$\sum_{\Delta n} e^{-\Delta n^2/n} = \int_{-\infty}^{+\infty} e^{-x^2/n} dx = \sqrt{\pi n} \quad (8.24)$$

Тогда (8.23) принимает вид:

$$e^{-G/kT} = h(\bar{n}) (\pi \bar{n})^{1/2}. \quad (8.25)$$

Взяв логарифм от (8.25), получим:

$$G/kT = -\ln \omega(\bar{n}) + \frac{G(\bar{n})}{kT} + \frac{1}{2} \ln(\pi\bar{n}) \quad (8.26)$$

где $G(\bar{n})$ – часть общего потенциала Гиббса, связанная с концентрацией электронов. Из оценки первого логарифмического члена следует:

$$\ln \omega(\bar{n}) = n \ln \left(1 + \frac{\bar{n}}{n} \right) + \bar{n} \ln \frac{n + \bar{n}}{n} \quad (8.27)$$

Аппроксимируя логарифм в первом слагаемом правой части (8.27) первым членом его разложения в ряд, а второе слагаемое, выражая через потенциал Гиббса термостата G^f , получим:

$$\ln \omega(\bar{n}) = \bar{n} + \bar{n}G^f/kT \quad (8.28)$$

Подставляя (8.28) в (8.26) и пренебрегая членом $1/2 \ln(\pi\bar{n})$ по сравнению с \bar{n} , получаем:

$$G = G(\bar{n}) - \bar{n}G^f - \bar{n}kT. \quad (8.29)$$

Как и выше, считая, что термодинамический потенциал $G(\bar{n})$ зависит от равновесного числа электронов S^f линейным образом, т.е.:

$$G = G^0 + \bar{n}G^f, \quad (8.30)$$

где G^0 – термодинамический потенциал термостата, находим:

$$G = G^0 - \bar{n}kT. \quad (8.31)$$

С помощью (8.31) выражение для Z преобразуется к виду:

$$Z = e^{-G^0/kT} e^{\bar{n}}. \quad (8.32)$$

Подставляя (8.32) в (8.20), находим:

$$\frac{dS}{dt} = \frac{k}{2} \sum_{i,j} P_{ij} e^{G^0/kT} e^{-\bar{n}} e^{-E_i/kT} \left(\frac{E_j - E_i}{kT} \right) \left(1 - \frac{g_i}{g_j} e^{2 \frac{E_i - E_j}{kT}} \right). \quad (8.33)$$

Пренебрегая малыми членами и заменяя в (8.33) сумму интегралом (что справедливо для сплошного спектра значений энергии электронов в сплаве), получим:

$$P = \frac{2\Delta S}{k\Delta t} \exp \left\{ - \frac{E_m - G^0/\bar{n}}{kT} \right\}, \quad (8.34)$$

где ΔS – изменение энтропии в диссипативном процессе; E_m – среднее значение энергии основного состояния электронов при трении; Δt – время движения при трении.

Функция отклика системы термостат + электроны имеет вид:

$$\Omega = \frac{F}{F + P} = \frac{1/\tau}{1/\tau + 2\Delta S/k\Delta t \exp\left\{-\frac{(E_m - G^0/\bar{n})}{kT}\right\}} \quad (8.35)$$

где F – вероятность квантового перехода, индуцирующего вторичное поле электронов, причем $F=1/\tau$ – «радиационное» время жизни системы электронов в возбужденном состоянии при трении.

Беря в качестве функции отклика коэффициент трения k_{fr} и приводя (8.35) в линейную формулу, получим:

$$k_{fr} = \frac{k^2 \Delta t}{2\Delta S \cdot \tau} \cdot T \cdot \frac{E_m}{G^0} \cdot \bar{n} = \text{const} \cdot T \cdot \frac{\sigma \cdot S}{\tau \cdot G^0} \cdot \bar{n}, \quad (8.36)$$

где σ – поверхностная энергия, S – площадь контакта при трении.

Уравнение (8.36) описывает коэффициент трения k_{fr} пропорциональным времени движения при трении Δt , работе сил трения $E_m=A=\sigma \cdot S$, концентрации электронов n , поверхностной энергии σ , площадь контакта S и обратно пропорционально времени релаксации τ и энергии Гиббса G^0 термостата.

Для высокоэнтропийных покрытий $G^0=H-TS+PV \rightarrow S \sim 2R$ и коэффициент трения должен уменьшаться. Его уменьшение также связано с образованием наноструктур и зависимостью поверхностной энергии σ по Русанову А.И. [73]: $\sigma=K \cdot r \rightarrow 0$ при $r \rightarrow 0$. Поверхностная энергия σ линейно зависит от твердости сплава: $\sigma=\alpha \cdot \mu$, $\alpha=\text{const}$. Твердость большинства нержавеющей сталей в 2-3 раза меньше высокоэнтропийных покрытий (таблица 8.8 и рисунок 8.20).

Из уравнения (8.36) универсальный, общий показатель Π схватывания, охватывающий удар, трение, и резание металлов, равный $\Pi=\sigma/\tau$ и должен $\rightarrow \text{min}$, за счет снижения поверхностной энергии путем воздействия на поверхность внешнего поля, например, при азотировании.

Таким образом, уравнение (8.36) показывает, что коэффициент трения покрытия уменьшается при использовании высокоэнтропийного сплава и при уменьшении поверхностной энергии покрытия.

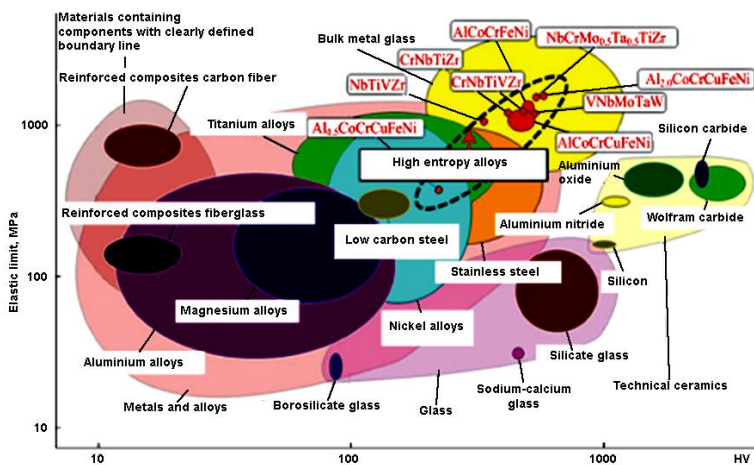


Рисунок 8.20 – Корреляция предела упругости и твердости по Виккерсу для композитов, керамик, стекло, металлических и высокоэнтропийных сплавов [74]

На турбомеханическом заводе г.Караганды освоили лопатки для паровой турбины Т-100/120-130-2 ТМЗ из стали 20Х13. Они представляют собой одновальный трехцилиндровый агрегат с двумя теплофикационными отборами пара (верхним и нижним) и двумя выхлопами. Нанесение покрытий производилось на подготовленные турбинные лопатки из стали марки 20Х13. Вакуумная камера откачивалась до давления 0,003 Па затем включался ПИНК производился напуск Ar до давления 1 Па на подложку подавался отрицательный потенциал смещения 1000 В и в течении 10 мин производилась очистка и нагрев поверхности лопаток. Затем давление аргона понижали до 0,1 Па, и включался магнетрон. Смещение на лопатках уменьшалось до 150 В ток магнетрона поддерживался постоянным 3 А. Лопатки располагались в камере на расстоянии 15 см, время напыления составляло 1 ч. Турбинные лопатки с напылением показаны на рисунке 8.21,а. Ассистирование ПИНК показывает, что структуру покрытия можно изменить, используя ионную бомбардировку. На рисунке 8.21,б показано изображение покрытие CrTiNiZrCu после облучения азотом.

Плазменное ассистирование можно использовать при вакуумно-дуговом осаждении покрытий, которое является одним из этапов комплексной обработки сталей, включающей предварительное ионное азотирование поверхности и последующее нанесение CrTiNiZrCu покрытия в едином технологическом цикле.

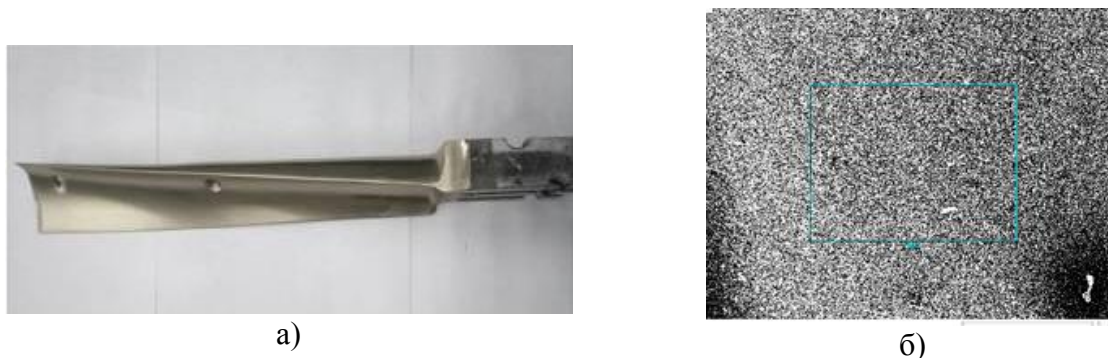


Рисунок 8.21 – Турбинная лопатка с покрытием CrTiNiZrCu (а) и она же после азотирования (б) [75]

Такая комбинированная обработка стали 20Х13 позволяет формировать в поверхностном слое и обеспечивает градиентное снижение твердости по глубине образца. Это обеспечивает повышение адгезии CrTiNiZrCu покрытия к стальной подложке и существенное увеличение износостойкости полученной композиции.

Микротвердость покрытия CrTiNiZrCu составляет 890 HV, что немного уступает нитрид титановым покрытиям с ассистированием ПИНК (910 HV). Но коэффициент трения в два раза ниже, чем у нитрид титановых покрытий. Поскольку напыление чистым титаном дороже покрытия CrTiNiZrCu, то на турбомеханическом заводе г. Караганды был заключен договор на покрытия CrTiNiZrCu турбинных лопаток.

Такая износостойкость покрытия CrTiNiZrCu (таблица 8.6) означает, что структура покрытия не только высокоэнтропийная, но и упорядоченная. Упорядоченность покрытия отвечает, как правило, диссипативным структурам. Они отличаются от равновесных структур тем, что для своего существования требуют постоянного притока энергии извне (магнетронное осаждение покрытия). Очевидно, что диссипативные структуры могут формироваться лишь в диссипативных системах, находящихся в критических условиях. Переход диссипативной системы в упорядоченное состояние связан с неустойчивостью предыдущего, неупорядоченного. При этом определенный параметр системы превышает критическое значение. С переходом в новое структурное состояние система приобретает новый способ функционирования, обеспечивающий ее устойчивость в новом состоянии.

Из уравнения (8.36) вытекает, что износостойкость для покрытия определяется $E_m = \sigma \cdot S$, то есть износостойкость высокоэнтропийного покрытия определяется поверхностным натяжением, которое уменьшается при азотировании.

Предложенное высокоэнтропийное покрытие CrTiNiZrCu на турбинных лопатках основано на его высокой твердости (890 HV) и малой величине коэффициента трения (0,04), что приводит к увеличению износостойкости и увеличивает ресурс работы этих лопаток в 3-4 раза. Высокоэнтропийные покрытия из-за малой толщины (~7 мкм) деталей предприятий могут наноситься вновь после абразивного износа. Высокоэнтропийные покрытия обладают уникальными свойствами за счет образования в поверхностном слое наноструктуры. Это показано нами теоретически, рассматривая их методом квантовой термодинамики необратимых процессов, и экспериментально, рассматривая их методами электронной микроскопии, микротвердомера и автоматически измеряя коэффициенты трения. Уравнение (8.36) описывает коэффициент трения k_{fr} пропорциональным времени движения при трении Δt , работе сил трения $E_m = A = \sigma \cdot S$, концентрации электронов n , поверхностной энергии σ , площадь контакта S и обратно пропорционально времени релаксации τ и энергии Гиббса G^0 термостата.

Для высокоэнтропийных покрытий $G^0 = H - TS + PV \rightarrow S \sim 2R$ и коэффициент трения должен уменьшаться. Его уменьшение также связано с образованием наноструктур и зависимостью поверхностной энергии σ по Русанову А.И.: $\sigma = K \cdot r \rightarrow 0$ при $r \rightarrow 0$.

8.4 Трение в высокоэнтропийных сплавах на деталях военной техники

Истоки трибологии – науки о трении, износе и смазке машин – уходят в глубины человеческой истории [76, 77]. Первый период истории включает накопление человечеством трибологических знаний с доисторических времен до конца XVI века. В XVII-XVIII веках происходит зарождение науки о трении, впоследствии получившей название «трибология». В XIX веке прогресс техники (прежде всего – развитие железных дорог) выдвигает на первый план проблемы трибологического характера. Словом, в XX веке и до начала XXI века трибология прошла длительный и славный путь, успешно решая задачи, выдвигаемые практикой, и едва ли прогресс техники надолго задерживался из-за невозможности решения трибологических задач [78-83].

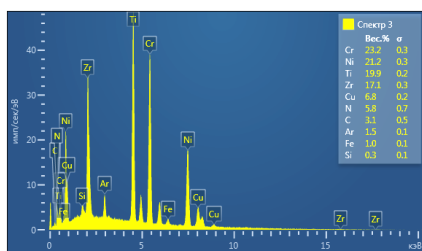
В основе внешнего трения лежит диссипативный процесс (смотри работы [83-85]). В этих работах показано практическое применение неравновесной термодинамики и теории самоорганизации для снижения интенсивности изнашивания трущихся тел. Теория самоорганизации трения лежит в основе синергетики [86-88], которая показывает, что структурные уровни деформации приповерхностных слоев при трении включают нано- и мезоскопический уровень. Именно он оказывает решающее влияние на процессы разрушения и релаксации. Именно в этом слое происходит формирование микротрещин, приводящих к формированию частиц износа.

В последние годы формируется область нанотрибологии [89, 90]. Именно с позиций нанотрибологии мы и рассмотрим представленный нами объект исследования.

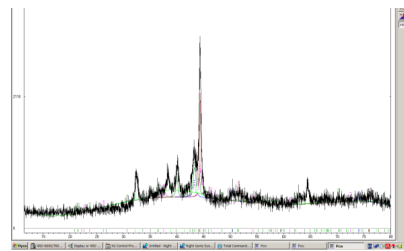
На рисунке 8.22,а показан РФЭС спектр сплава CrNiTiZrCu, измеренный на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-5910, а на рисунке 8.22,б представлен спектр дифракции, измеренный на рентгеновском дифрактометре XRD-6000.

Таблица 8.9 – Количественный химический состав CrNiTiZrCu, ат. %

Элемент	Cr	Ni	Ti	Zr	Cu
Номинальный	20	20	20	20	20
в аргоне	23,2	21,2	19,9	17,1	6,8



а)



б)

Рисунок 8.22 – РФЭС (а) и спектр дифракции (б) сплава CrNiTiZrCu

В таблице 8.10. представлены результаты измерений трения.

Таблица 8.10 – Коэффициенты трения CrNiTiZrCu по меди и алюминию

Сплав	по меди		по алюминию	
	коэффициент трения	погрешность	коэффициент трения	погрешность
CrNiTiZrCu	0,041	0,006	0,066	0,002

Поскольку сплав, медь и алюминий представляют собой систему из трех уровней – наноуровень, мезоуровень и объемная фаза, то мы воспользуемся [91, 92] и просчитаем параметры для сплава, меди и алюминия (таблица 8.11).

Таблица 8.11 – Параметры сплава, меди и алюминия

Сплав/элемент	$R(I)=L_{nm}$, нм	$W(I)_a$, Дж/м ²	$\epsilon(I)_{is}$, МПа	E , ГПа	$F(I), 10^{-9}$ Н
CrNiTiZrCu	1.10 (4)	1.967	17000	166	0.49
Cu	1.20 (3)	1.411	11358	110	0.42
Al	1.70 (4)	0.971	6325	70	0.41
Сплав/элемент	$R(II)=L_{\mu m}$, нм	$W(II)_a$, Дж/м ²	$\epsilon(II)_{is}$, МПа	E , ГПа	$F(II), 10^{-6}$ Н
CrNiTiZrCu	110 (381)	2.950	2109	166	0.16
Cu	120 (332)	2.116	1393	110	0.12
Al	170 (420)	1.456	775	70	0.12

В таблице 8.11 значения в скобке означает число монослоев $n(I)=R(I)/a$, $n(II)=R(II)/a$ (a – постоянная решетки). Чтобы с таблицы 8.11 было более понятно, изобразим на рисунке 8.23 изображение сплава или покрытия CrNiTiZrCu, скользящего по меди или алюминию с постоянной скоростью v . Здесь мы пренебрегаем шероховатостью. Нанослой $R(I)$ из таблицы 8.11 представляет собой наноструктуру размером от 1.1 до 1.7 нм. В слое $R(I)$ с атомами металлов и сплавов происходит реконструкция или релаксация, связанная с перестройкой поверхности [95]. Размерные эффекты в слое $R(I)$ определяются всем коллективом атомов в системе (коллективные процессы). Такие «квазиклассические» размерные эффекты наблюдаются только в наночастицах и наноструктурах [96].

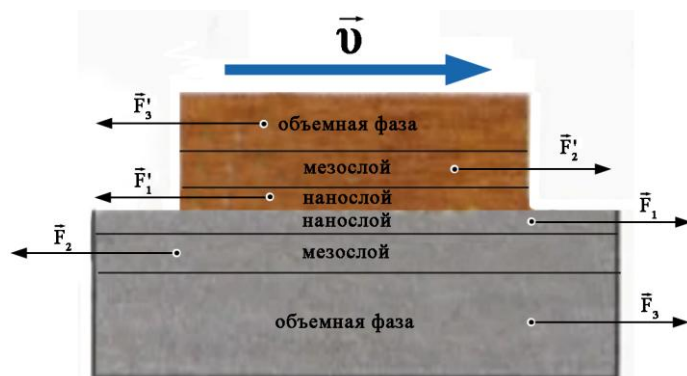


Рисунок 8.23 – Схема движения атомарно-гладкого сплава CrNiTiZrCu по атомарно-гладким поверхностям меди и алюминию с постоянной скоростью v

Экспериментально их можно наблюдать на очень чистых монокристаллах при скользящем падении рентгеновского излучения, когда угол падения равен или меньше критического угла полного внутреннего отражения [97]. Когда угол падения становится меньше критического, преломленная волна экспоненциально затухает в объеме на характерной глубине порядка нескольких нанометров (например, для кремния эта глубина 3.2 нм, а для золота 1.2 нм). В результате формируется, так называемая, исчезающая волна, которая распространяется параллельно поверхности. Поэтому дифракция таких волн дает информацию о структуре поверхностного слоя [95]. Для кристаллов с одинаковыми атомами доля пространства, занятого ими в одном кубе, составляет для ОЦК металлов – 68%. Остальная часть (32%) занято пустым пространством. После релаксации это пространство мы и будем называть максимальным полем первичных трещин. Для нас, самое главное, это тот факт, что длина этой трещины L_{nm} равна толщине поверхностного слоя металла или сплава $R(I)$. Эта длина трещины отражает ту особенность, что она связана не только с геометрией кристаллических решеток, но и физическими свойствами кристаллов, а именно: с типом химической связи (ионная, ковалентная, металлическая и т.д.); пористостью, анизотропией и другими свойствами.

Мезослой $R(II)$ представляет собой мезоструктуру размером от 110 до 170 нм (<1 мкм), простирается примерно до размера $R(II) \approx 100 R(I)$, где начинается объемная фаза. С этого размера ($<100 R(I)$) начинаются размерные свойства. Под наноматериалами принято понимать материалы, основные структурные элементы которых не превышают нанотехнологической границы ~ 100 нм, по крайней мере, в одном направлении [96, 97]. Ряд исследователей высказывает мнение, что верхний предел (максимальный размер элементов) для наноструктур должен быть связан с неким критическим характерным параметром: длиной свободного пробега носителей в явлениях переноса, размерами доменов/доменных стенок, диаметром петли Франка-Рида для скольжения дислокаций и т.п. [96, 97]. Значит в слое $R(II)$ должно быть много размерных эффектов, связанных с температурой, магнетизмом, оптикой и другими физическими свойствами. Поскольку в слоях $R(I)$ и $R(II)$ возникают внутренние напряжения $\epsilon(I)_{is}$, то они приводят к внутренним затухающим волнам (рисунок 8.24,а).

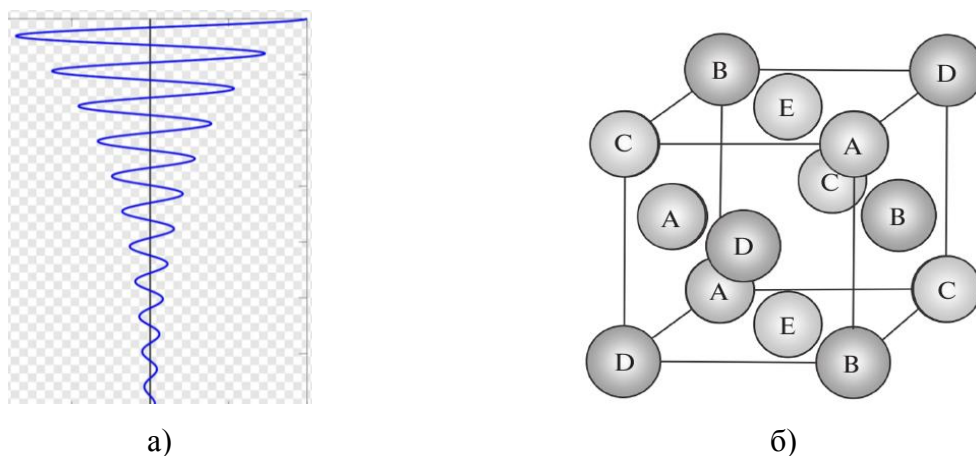


Рисунок 8.24 – Затухающие волны в слое R(I) и R(II) (а);
ГЦК структура сплава CrNiTiZrCu (б) [99]

Здесь же показана структура сплава CrNiTiZrCu. Эти волны мы сопоставляем к внутреннему трению. По современным представлениям внутреннее трение – это способность материалов рассеивать энергию механических колебаний, переводя ее посредством различных механизмов в тепло [98]. Внутренние напряжения $\varepsilon(I)_{is}$ вычисляются по формуле $\varepsilon_{is} = \sqrt{[W_a / R(I)] \cdot E}$ [99], где W_a – поверхностная энергия слоев R(I) и R(II); E – модуль Юнга. Сравним теперь таблицу 8.10 с трением однородных пар металлов (таблица 8.12). Сравнение таблиц 8.12 и 8.13 показывает, что коэффициенты трения разноименных пар металлов меньше, чем у одноименных пар металлов.

Если рассмотреть рисунок 8.23, а также таблицы 8.9-8.11, то можно увидеть, что сам процесс трения можно описывать как процесс упругопластической деформации поверхностного слоя. Причем нанослой, который содержит 3-4 атомных монослоя и имеет размер 1.2-1.7 нм, ведет себя упруго и быстро разрушается по схеме Гриффитса [101], образуя слой типа твердой смазки. На это затрачивается энергия $W(I)_a$. Далее вступает в процесс трения мезослой (или мезоскопика).

Таблица 8.12 – Коэффициенты трения для одноименных пар металлов [100]

Металл		f	Металл		f
Al	Al	(1,05-1,35)	Mg	Mg	0,6
Cu	Cu	1,0	Ni	Ni	(0,7-1,1)
Cr	Cr	0,41	Pt	Pt	1,2
Fe	Fe	1,0	Ag	Ag	1,4
Cd	Cd	0,5	Zn	Zn	0,6

Как отличается трение разноименных пар металлов (таблица 8.13).

Таблица 8.13 – Коэффициенты трения разноименных пар металлов [100]

Металл		f	Металл		f
Al	Steel	0.61	Cu	Steel	0.53
Brass	Steel	0.35	Ni	Steel	0.64
Cd	Cr	0.41	WC	Cu	0.35

В мезоскопике экспериментально доказано, что пластическое течение начинается в хрупком материале, когда тот теряет сдвиговую устойчивость [102], что в корне отличается от предыдущего случая. Само понятие «мезоуровень» появилось в начале 80-х гг. прошлого столетия и был введен Ван Кампенем в 1981 г. [103]. Характерной длиной

для мезоскопии является длина фазовой когерентности h_ϕ , которая может меняться в широких пределах, но в мезоскопии всегда $h_\phi \leq 10^{-6}$ м=1 микрон. Характерным для мезоскопии является размер, а значит и количество частиц в образце (10^6 - 10^9). Мезоскопическими являются такие макроскопические тела, свойства которых определяются поведением одной микроскопической частицы [104].

По мере движение верхнего сплава по поверхности нижнего вновь образуется новая поверхность нанометровой толщины. Это означает, что трение совершает колебательное движение (рисунок 8.25,а).

Как только скорость превысит критическое значение, и образование нанослоя не будет происходить, трение начинает зависеть от скорости.

Слои R(I), R(II) и объемная фаза имеют разные величины внутреннего трения, которое пропорционально внутренним напряжениям $f \sim \varepsilon_{is}$ из табл. 3. Когда сплав сверху начинает двигаться, то при трении возникает турбулентный фрагмент (рисунок 8.25,б) [105]. Это проявляется в микроструктуре, обнаруженной на поверхности стали 20 [106] (рисунок 8.26,а) и на нашем сплаве CrNiTiZrCu (рисунок 8.26,б).

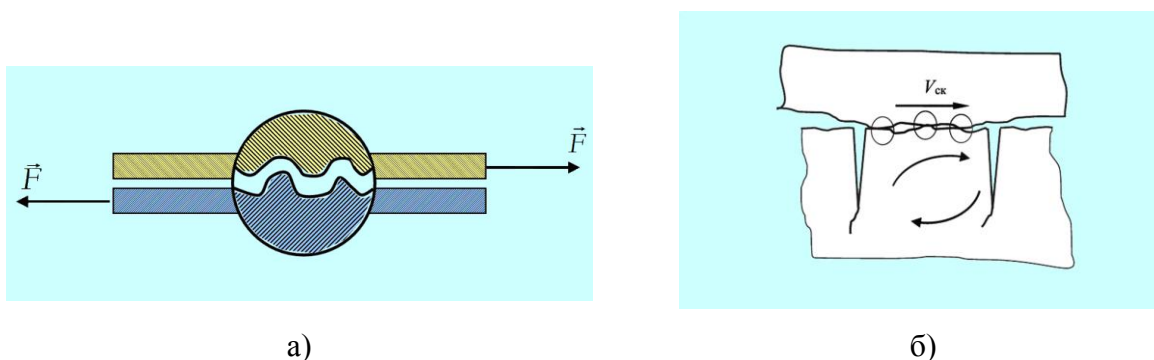


Рисунок 8.25 – Колебательное движение трения при образовании новой поверхности (а); схема образования турбулентного фрагмента (б)

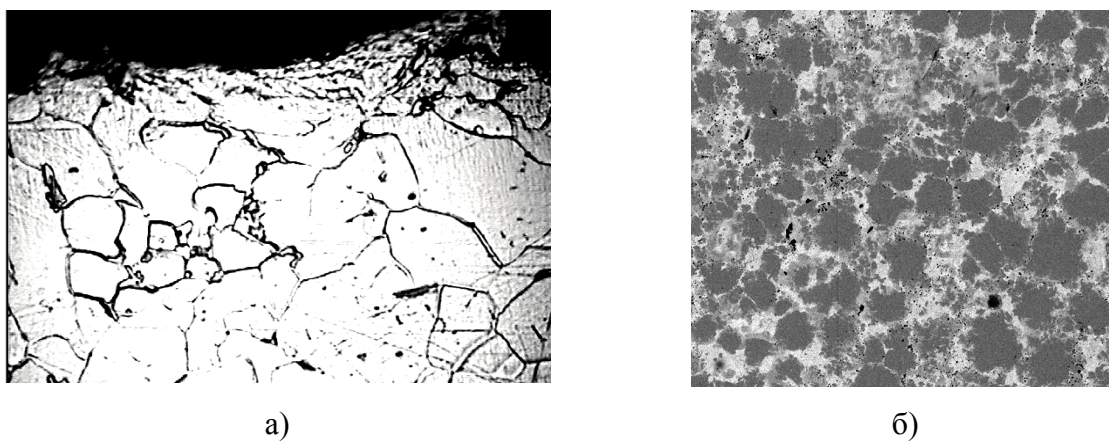
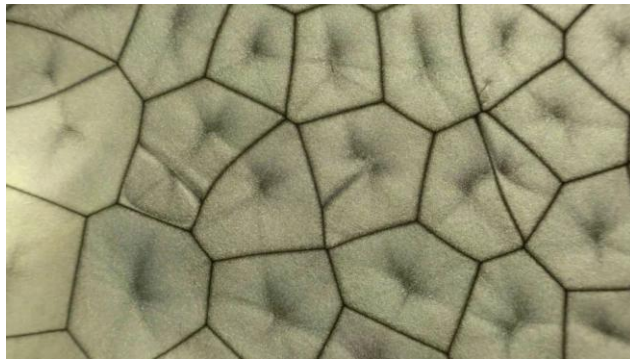
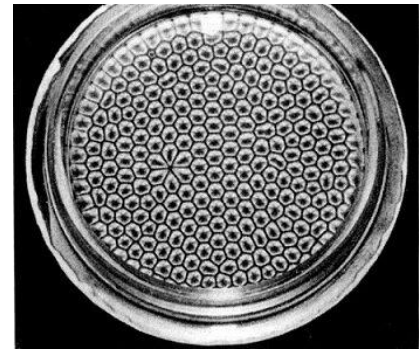


Рисунок 8.26 – Поверхность трения в момент турбулентного фрагмента образца из стали 20 [106] (а) и сплава CrNiTiZrCu (б)

Подобная структура на рисунке 8.26 характерна для ячеек Бенара (рисунок 8.27) [107].



а)



б)

Рисунок 8.27 – Ячейки Бенара с силиконовым маслом ПМС-10 с алюминиевой пудрой (а) и (б) с разным увеличением [107]

Ячейки Бенара – это возникновение упорядоченности в виде конвективных ячеек в форме цилиндрических валов или правильных шестигранных фигур в слое вязкой жидкости с вертикальным градиентом температуры. А градиент температуры $\text{grad}T \sim f$, т.е. пропорционален коэффициенту внутреннего и внешнего трения, поэтому трение подобно вязкой жидкости. Подобный эффект замечен сравнительно недавно [108].

Более строго (см., например, [107]) при анализе процессов в системе Бенара в качестве управляющего параметра выбирается число Рэлея: $Re = gL^3bdT/va$, где g – ускорение свободного падения, L – характерный размер, b – коэффициент объемного расширения, dT – градиент температуры, v – кинематическая вязкость, a – коэффициент температуропроводности среды. Поскольку кинематическая вязкость $v \sim 1/\gamma$, γ – поверхностная энергия, то из приведенного выше выражения для числа Рэлея следует, что управляющим параметром в нашем случае является $Re \approx C \cdot L^3 \gamma$, где $C \sim \text{const}$, а $L=R$ и $2\gamma=W_a$. Иными словами, если произведение $R(I) \cdot W(I)_a$ для движущегося сплава CrNiTiZrCu по поверхности меди или алюминия меньше аналогичного произведения, то их разница $\sim 1/f$:

$$[R(I) \cdot W(I)_a]_{\text{CrNiTiZrCu}} - [R(I) \cdot W(I)_a] \propto 1/f. \quad (*)$$

Уравнение (*) подтверждается данными таблиц (8.9)-(8.13) и может служить еще одним критерием выбора антифрикционного сплава или покрытия из него.

Нанотрибология или молекулярная трибология – направление в трибологии, связанное с теоретическим и экспериментальным изучением процессов адгезии, трения, износа и разрушения в атомных и молекулярных масштабах взаимодействия поверхностей. Ее развитие сдерживалось, на наш взгляд тем, что толщину поверхностного слоя, ответственного за процесс трения можно было определить только в высоком вакууме на атомарно-чистых поверхностях ограниченного числа монокристаллов. Наша модель, изложенная в работах [91-94], открывает новый подход для теоретического и экспериментального исследования процессов в нанотрибологии.

8.5 Оценка напряженного состояния на поверхности артиллерийских орудий после выстрела

Когда происходит выстрел артиллерийского снаряда по каналу ствола, то в этом случае происходит классическое движение гетерогенной системы, которое связано с явлениями тепло- и массообмена, а также трения между снарядом и стволом. При выстреле снаряда происходит деформирование металла ствола, которое имеет свои

особенности: высокая скорость нагружения, высокий градиент напряжений, образование дефектов в поверхности покрытия, но при этом не происходит макроскопическая деформация металла ствола.

В настоящей работе мы построим теоретическую модель артиллерийского снаряда, представив его в форме цилиндра конечных размеров, и воспользуемся нашей модифицированной работой [109-112], дополнив ее однородными граничными условиями. При этом мы рассчитаем градиент напряжений в поверхности ствола после выстрела, используя стандартные выражения.

Компоненты термоупругих напряжений по радиусу $r - \sigma_r$ и вдоль оси $z - \sigma_z$ – ствола, будем оценивать с помощью известных уравнений:

$$\sigma_r = -2G \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r}. \tag{8.37}$$

$$\sigma_z = -2G \frac{\partial T}{\partial z}. \tag{8.38}$$

Здесь модуль сдвига G определяется выражением:

$$2G = \frac{E}{1 + \varepsilon}, \tag{8.39}$$

где E – модуль Юнга, ε – коэффициент Пуассона.

Из уравнений (8.37) и (8.38) нам нужно определить градиенты температуры. Чтобы рассчитать напряжения в покрытии ствола, когда идет процесс выстрела, то мы приходим к задаче с подвижной границей раздела фаз, которая носит название – проблема Стефана [112]. С математической точки зрения краевые задачи такого типа принципиально отличны от классических задач теплопроводности. Вследствие зависимости размера области переноса потока от времени к этому типу задач неприменимы классические методы разделения переменных и интегральных преобразований Фурье, так как, оставаясь в рамках классических методов математической физики, не удаётся согласовать решение уравнения с движением границы раздела фаз. Нам удалось путем подбора интегрального преобразования решить эту задачу для конечного цилиндра (для снаряда) [109]. В этом случае нестационарное уравнение теплопроводности в подвижной цилиндрической системе координат, движущейся по закону $\beta(t)$, имеет вид:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = D \left[\frac{\partial^2 T}{\partial z^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial T}{\partial r} \right) \right], \tag{8.40}$$

где D – коэффициент температуропроводности.

Начальное и граничные условия выберем в общем виде:

$$\begin{aligned} T(r, z, t)|_{t=0} &= \varphi(r, z), \\ T(r, z, t)|_{r=R} &= \gamma(z, t), \\ T(r, z, t)|_{z=0} &= \gamma_1(r, t), \\ T(r, z, t)|_{z=\beta(t)} &= \gamma_2(r, t). \end{aligned}$$

Функции $\beta(t)$, $\varphi(r, z)$, $\gamma(z, t)$, $\gamma_1(r, t)$ и $\gamma_2(r, t)$ будем считать непрерывными. Решение задачи ищем в виде:

$$T(r, z, t) = \sum_{k=0}^{\infty} \bar{T}_k(z, t) I_0(\lambda_{ok} r), \quad (8.41)$$

где λ_{ok} – корни уравнения

$$I_0(\lambda_{ok} R) = 0$$

и $I_0(\lambda_{ok} R)$ – функция Бесселя нулевого порядка, удовлетворяющая уравнению:

$$\frac{1}{r} \frac{d}{dr} \left[r \frac{dI(\lambda_{ok} r)}{dr} \right] + I_0(\lambda_{ok} r) = 0, \quad (8.42)$$

$$\bar{T}_k(z, t) = \int_0^R T_k(r, z, t) I_0(\lambda_{ok} r) r dr. \quad (8.43)$$

Окончательное решение этой задачи выглядит так:

$$\begin{aligned} T(r, z, t) = & \sum_{k=0}^{\infty} J_0(\lambda_{ok} r) \left\{ e^{-Dt} \left[\frac{1}{2D\sqrt{\pi_0}} \int_0^t e^{\frac{(z-\xi)^2}{4Dt}} dt \times \right. \right. \\ & \times \left(\int_0^{\ell} \varphi(r, \xi) I_0(\lambda_{ok} r) r dr \right) d\xi + \frac{RI_1(\lambda_{ok} R)}{2\sqrt{\pi_0}D} \int_0^t d\tau \int_0^{\ell} \frac{\gamma(\xi, \tau)}{\sqrt{t-\tau}} e^{-D\tau} e^{-\frac{(z-\xi)^2}{4D(t-\tau)}} d\xi + \\ & \left. \left. + \frac{1}{4\sqrt{\pi_0}} \int_0^t \frac{z}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{z^2}{4D(t-\tau)}} K_1(\tau) d\tau + \frac{1}{4\sqrt{\pi_0}} \int_0^t \frac{z-\beta(\tau)}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{[z-\beta(\tau)]^2}{4D(t-\tau)}} K_2(\tau) d\tau \right] \right\}. \quad (8.44) \end{aligned}$$

Уравнение (8.44) поддается численному решению. Чтобы воспользоваться уравнениями (8.37)-(8.39) упростим общую задачу (8.44), взяв однородные граничные условия. В этом случае:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = D \left[\frac{\partial^2 T}{\partial z^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial T}{\partial r} \right) \right] \quad (8.45)$$

$$\left. \begin{aligned} T(r, z, t) \Big|_{t=0} &= 0; \\ T(r, z, t) \Big|_{r=R} &= T_0 = \text{const}; \\ T(r, z, t) \Big|_{z=0} &= T_0 = \text{const}; \\ T(r, z, t) \Big|_{z=\beta(t)} &= T_0 = \text{const} \end{aligned} \right\}, \quad (8.46)$$

где T_0 – значение температуры на поверхности цилиндра и на подвижной границе раздела сред. Тогда общее решение задачи примет вид:

$$\begin{aligned}
T(r, z, t) = \sum_{\kappa=0}^{\infty} I_0(\lambda_{\text{ок}} r) \left\{ e^{-Dt} \left[\frac{RI_1(\lambda_{\text{ок}} R)}{2\sqrt{\pi D}} \int_0^t d\tau \int_0^H \frac{C_1}{\sqrt{t-\tau}} \times \right. \right. \\
\times e^{-Dt} e^{-\frac{(z-\xi)^2}{4D(t-\tau)}} d\xi + \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{z}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{z^2}{4D(t-\tau)}} K_1(\tau) d\tau + \\
\left. \left. + \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{z-\beta(\tau)}{[D(t-\tau)]^{3/2}} e^{-\frac{[z-\beta(\tau)]^2}{4D(t-\tau)}} K_2(\tau) d\tau \right] \right\}. \quad (8.47)
\end{aligned}$$

Ограничиваясь первым членом в сумме (8.47), для стационарной температуры имеем следующее выражение:

$$T(r, z) = \frac{T_0 R}{\sqrt{\pi z}} I_0\left(\frac{2r}{R}\right). \quad (8.48)$$

При получении (8.48) мы учли, что из уравнения $I_0(\lambda_0 r) = 0$ следует $\lambda_0 = 2r/R$ и $I_1(2) = 1$. Радиальная и осевая составляющие градиента температуры, учитывая (8.48), будут равны:

$$\frac{\partial T}{\partial r} = \frac{2}{z} \frac{T_0}{\sqrt{\pi}} I_1\left(\frac{2r}{R}\right), \quad (8.49)$$

$$\frac{\partial T}{\partial z} = \frac{RT_0}{\sqrt{\pi z^2}} I_0\left(\frac{2r}{R}\right). \quad (8.50)$$

Окончательно, имеем:

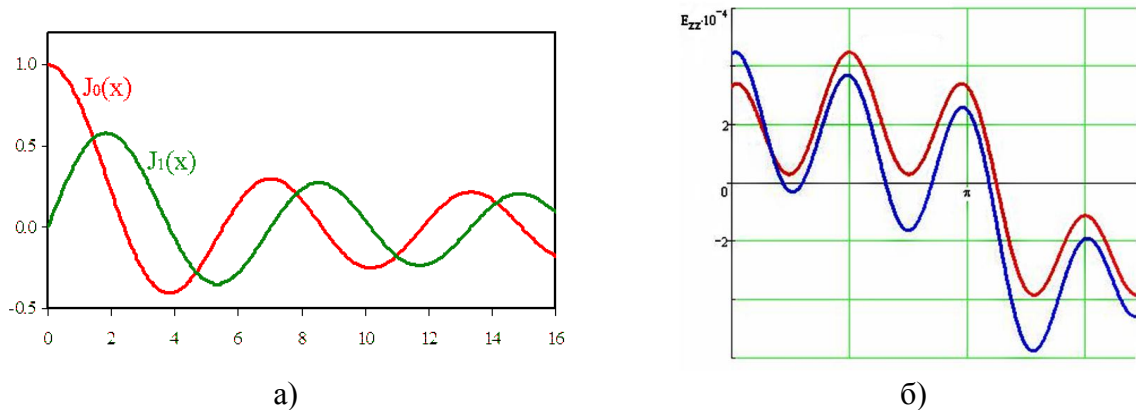
$$\sigma_r = -2G \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} = -\frac{4}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{G \cdot T_0}{r \cdot z} \cdot I_1\left(\frac{2r}{R}\right). \quad (8.51)$$

$$\sigma_z = -2G \frac{\partial T}{\partial z} = -\frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{G \cdot R \cdot T_0}{z^2} \cdot I_0\left(\frac{2r}{R}\right). \quad (8.52)$$

Сами решения будут выглядеть так, как показано на рисунке 8.28,а, и которые можно посчитать для любого артиллерийского ствола.

На рисунке 8.28,б показано, что сравнение продольных и поперечных деформаций сильно сжатых металлов также показало их периодический характер. Такой характер возникает в рамках модели дефектной среды, в которой напряжения определяются полем мезатрещин, взаимодействующих друг с другом на границах зерен металла. Радиальная и осевая составляющие напряжений зависят от функций Бесселя, которые возникают из-за движения границы раздела фаз и которые носят название – проблема Стефана. Полученные нами экспериментальные и теоретические результаты укладываются в модель макроскопической локализации пластического течения. Показано, что локализация пластического течения в твердых телах имеет ярко выраженный волновой характер. При этом на стадиях легкого скольжения, линейного и параболического деформационного упрочнения, а также на стадии предварительного разрушения наблюдаемые картины локализации суть разные типы волновых процессов. Анализ

волновых характеристик таких процессов позволил измерить скорость их распространения ($\sim 10^{-4}$ м/с), длину волны ($\sim 10^{-2}$ м) и установить, что дисперсионное соотношение для таких волн имеет квадратичный характер.



а) Рисунок 8.28 – Графики функций Бесселя (а) и деформации сильно сжатых металлов (б)

Воспользуемся асимптотическим представлением функций Бесселя:

$$\begin{aligned} I_\nu(r) &= \sqrt{\frac{2}{\pi r}} \left[\cos\left(r - \frac{\pi\nu}{2} - \frac{\pi}{4}\right) \right], \\ I_0(r) &= \sqrt{\frac{2}{\pi r}} \left[\cos\left(r - \frac{\pi}{4}\right) \right], \\ I_1(r) &= \sqrt{\frac{2}{\pi r}} \left[\cos\left(r - \frac{3\pi}{4}\right) \right]. \end{aligned} \quad (8.53)$$

Окончательно, взяв $T_0=3000$ К (температура пороховых газов), $r=R$, $z=H$, радиальная и осевая составляющие напряжений примут вид:

$$\sigma_r \approx -7500 \cdot G / RH \quad (8.54)$$

$$\sigma_z \approx -2700 \cdot GR / H^2 \quad (8.55)$$

Примем следующие данные: $R=0,15$ м (калибр снаряда), $H=6$ м (длина ствола), тогда получим $\sigma_r=-8333$ G, $\sigma_z=-11,3$ G.

Для радиальной составляющей для стали марки 30ХМА: $G = 84000$ МПа, а значит, по формуле (3), по абсолютной величине $\sigma_r \approx 8 \cdot 10^3$ Е МПа. Это значительно больше величины предельных напряжений ствола артиллерийского оружия. Значит, причина разрыва ствола орудия заключается не в стали, из которого изготовлен ствол орудия, а в «дефектности» поверхности ствола орудия, допущенного при его изготовлении.

Наибольшее распространение поломки ствола пушки, как выяснилось в течение многих лет наблюдений, явилось совсем неожиданное – это попадание каких-нибудь посторонних предметов прямо вовнутрь артиллерийского ствола. Это иллюстрирует рисунок 8.29, где изображены разрывы стволов пушек у танков. Посторонними предметами могут быть песок, камни, ветки от деревьев и прочее.



Рисунок 8.29 – Разрыв стволов пушек у танков

Эксплуатация артиллерии показывает, что требования, которые ответственны орудия, сводятся к следующему: они должны удовлетворять боевым, эксплуатационным и производственно-экономическим характеристикам. В настоящем параграфе показано, каким образом сделать оценку стали артиллерийских стволов и снарядов, для их надежного использования.

8.6 Внутреннее трение в высокоэнтропийных сплавах CrNiTiZrCu

На поверхности ВЭС поверхностные атомы оказываются некомпенсированными с атомами, которые находятся в объеме (рисунок 8.30,а). Поэтому, происходит релаксация поверхностных слоев, причем релаксированная поверхность характеризуется лишь изменением межплоскостных расстояний d_{ij} (рисунок 8.30,б).

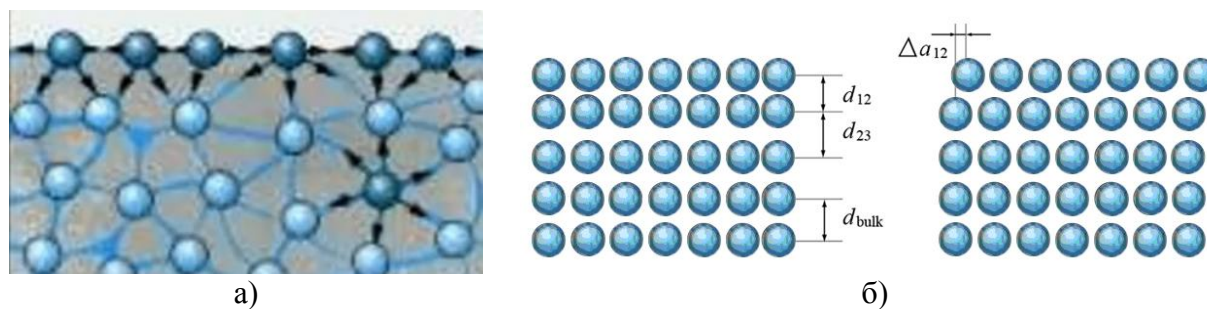


Рисунок 8.30 – Атомы на поверхности и в объеме (а);
схематическая иллюстрация нормальной (слева) и латеральной (справа)
релаксаций верхнего атомного слоя полубесконечного кристалла

Несмотря на недостатки методов расчета релаксации поверхности, они позволили получить важные качественные результаты. Во-первых, появилась возможность определенно ответить на вопрос о том, какие силы и в каком направлении действуют на ионы поверхностной плоскости: в отсутствие релаксации электростатические силы Маделунга пытаются сдвинуть поверхность внутрь кристалла, а электронные силы – выдвинуть в вакуум. Если расстояние d_{12} достаточно уменьшено, то эти силы действуют в противоположном направлении. Реальная величина d_{12} получается при равенстве этих сил.

Во-вторых, сделан важный вывод о сильном влиянии экранирования электронной

плотностью на равновесное положение ионов, о необходимости учета адиабатичности процесса релаксации и о серьезных недостатках расчетов с «замороженным» профилем плотности заряда. В-третьих, установлена общая тенденция анизотропии релаксации: более плотноупакованные поверхности меньше релаксируют. В-четвертых, показано, что в релаксации могут участвовать несколько слоев решетки. Многослойная релаксация имеет осциллирующий характер (первое межплоскостное d_{12} расстояние как правило, уменьшено, второе d_{23} увеличено относительно объемного), период осцилляции равен периоду упаковки слоев, параллельных поверхности. Просчитаем параметры сплава CrNiTiZrCu (таблица 8.14).

Таблица 8.14 – Параметры сплава CrNiTiZrCu

Сплав	R(I), нм	R(II), нм	W_{a_2} , Дж/м ²	ϵ_{is} , МПа	E, ГПа	F(I), 10 ⁻⁹ Н
CrNiTiZrCu	1.10	110	1.967	17000	166	0.49

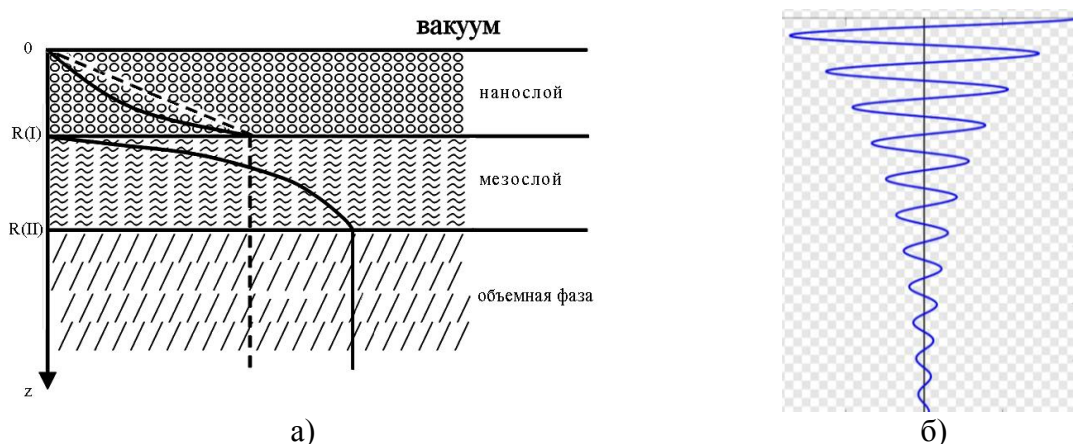


Рисунок 8.31 – Схема поверхностных слоев в твердом теле (а); затухающие волны в слое R(I) и R(II) (б)

Рисунок 8.31,а и таблица 8.14 показывают, что поверхностный слой сплава CrNiTiZrCu состоит из слоя R(I)=1.1 нм и представляет собой наноструктуру, и слоя R(II)=0.1 микрон, и представляет собой мезоструктуру. Размерные эффекты в слое R(I) определяются всем коллективом атомов в системе (коллективные процессы). Такие «квазиклассические» размерные эффекты наблюдаются только в наночастицах и наноструктурах. Экспериментально их можно наблюдать на очень чистых монокристаллах при скользящем падении рентгеновского излучения, когда угол падения равен или меньше критического угла полного внутреннего отражения. Когда угол падения становится меньше критического, преломленная волна экспоненциально затухает в объеме на характерной глубине порядка нескольких нанометров. В результате формируется, так называемая, исчезающая волна, которая распространяется параллельно поверхности. Поэтому дифракция таких волн дает информацию о структуре поверхностного слоя.

Слой R(II) простирается примерно до размера, где начинается объемная фаза. С этого размера начинаются размерные свойства. Под наноматериалами принято понимать материалы, основные структурные элементы которых не превышают нанотехнологической границы ~100 нм, по крайней мере, в одном направлении. Ряд исследователей высказывает мнение, что верхний предел (максимальный размер элементов) для наноструктур должен быть связан с неким критическим характерным параметром: длиной свободного пробега носителей в явлениях переноса, размерами

доменов/доменных стенок, диаметром петли Франка-Рида для скольжения дислокаций и т.п. Значит в слое R(II) должно быть много размерных эффектов, связанных с температурой, магнетизмом, оптикой и другими физическими свойствами.

Поскольку в слоях R(I) и R(II) возникают внутренние напряжения, то они приводят к внутренним затухающим волнам (рисунок 8.31,б). Эти волны мы сопоставляем к внутреннему трению. По современным представлениям внутреннее трение – это способность материалов рассеивать энергию механических колебаний, переводя ее посредством различных механизмов в тепло. То, что в слоях R(I) и R(II) наблюдаются разные величины внутреннего трения видно из следующих примеров.

На рисунке 8.32,а показана вихреобразная структура (электронная микроскопия), образовавшаяся в сплаве Fe-17Ni-10W-10Co-1Mo-1Ti, проэкструдированном при комнатной температуре со степенью деформации $\epsilon=87\%$. Рисунок 8.32,б демонстрирует подобие приведенной структуры картине движущейся жидкости (в этом случае воды с частицами алюминия) во вращающемся цилиндре, нагретом по внешней поверхности и охлажденном в центре.

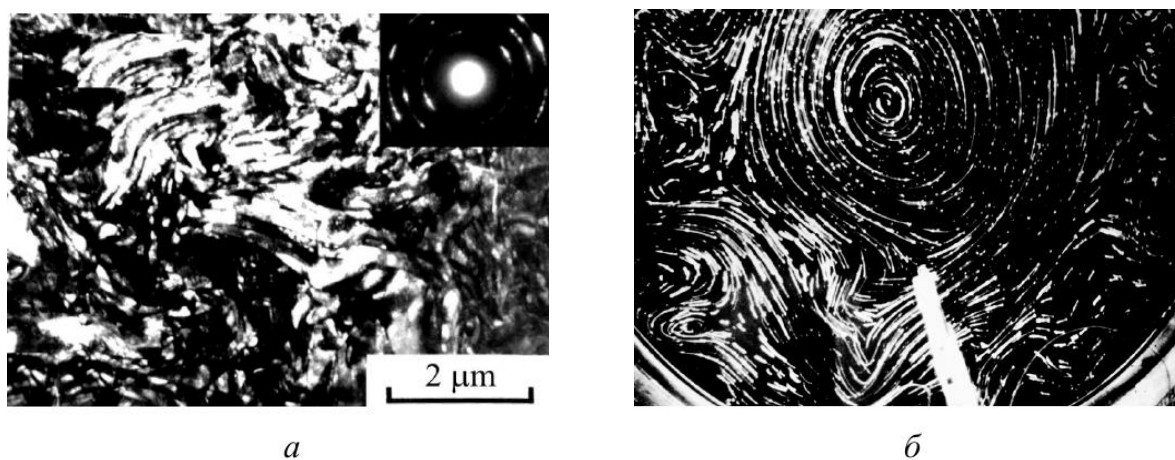


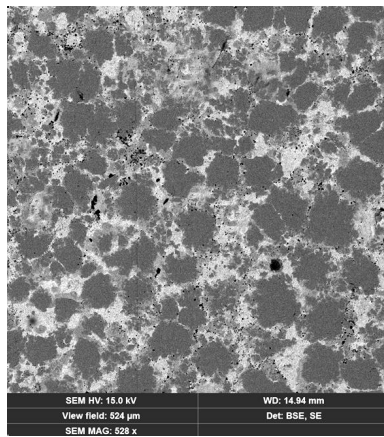
Рисунок 8.32 – Структура сплава Fe-17Ni-10W-10Co-1Mo-1Ti после гидроэкструзии 87% (а) и ее подобие с конвекцией жидкости (с алюминиевыми частицами) во вращающемся цилиндре, нагретом по внешней поверхности и охлажденном в центре (б)

Подобная структура наблюдается и с нашим сплавом CrNiTiZrCu (рисунок 8.33,а), который мы сопоставляем с ячейками Бенара (рисунок 8.33,б). Из рисунка 8.30,б следует, что сплав CrNiTiZrCu формируется, в основном, в ГЦК структуре (рисунок 8.34,а). На этом же рисунке показана кинетическая диаграмма усталостного разрушения.

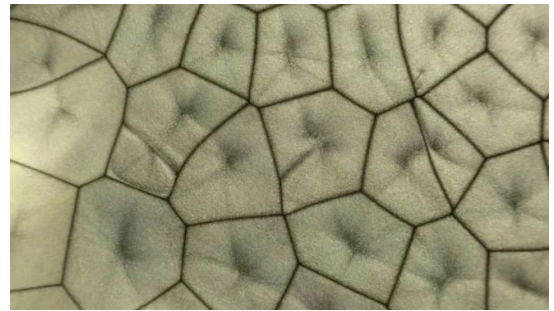
Мерой внутреннего трения является обратная добротность Q^{-1} , которая по Дебаю равна:

$$Q^{-1} = 2Q_{\max}^{-1} \frac{2\pi f\tau}{1 + (2\pi f\tau)^2},$$

где f – частота колебаний образца, τ – время релаксации.

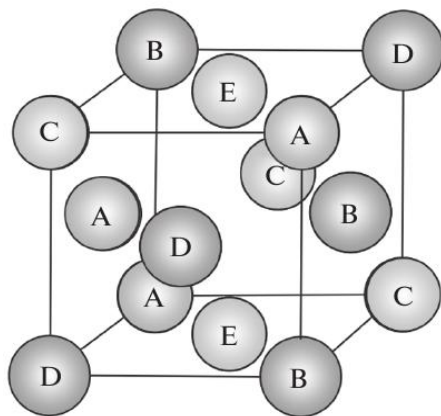


а)

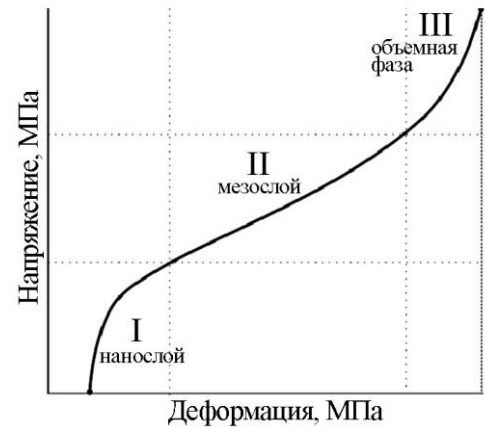


б)

Рисунок 8.33 – Изображения сплавов CrNiTiZrCu (а); ячейки Бенара с силиконовым маслом ПМС-10 с алюминиевой пудрой (б)



а)



б)

Рисунок 8.34 – ГЦК структура сплава CrNiTiZrCu (а); кинетическая диаграмма усталостного разрушения (б)

Максимальное значение внутреннего трения достигается при $2\pi ft=1$. Время релаксации τ можно определить для слоев R(I) и R(II), зная скорость звука в сплаве – $\tau_1=R(I)/v$ и $\tau_2=R(II)/v$. Скорость звука в сплаве CrNiTiZrCu, по нашим измерениям, равна $v=5121$ м/с. Тогда $\tau_1=0.2 \cdot 10^{-12}$ с и $f_1=0.8 \cdot 10^{12}$ Гц=0.8 ТГц; $\tau_2=23.4 \cdot 10^{-12}$ с и $f_2=0.006$ ТГц. Это значит, что для слоев R(I) и R(II) наблюдается терагерцевое и микроволновое излучение (рисунок 8.35).

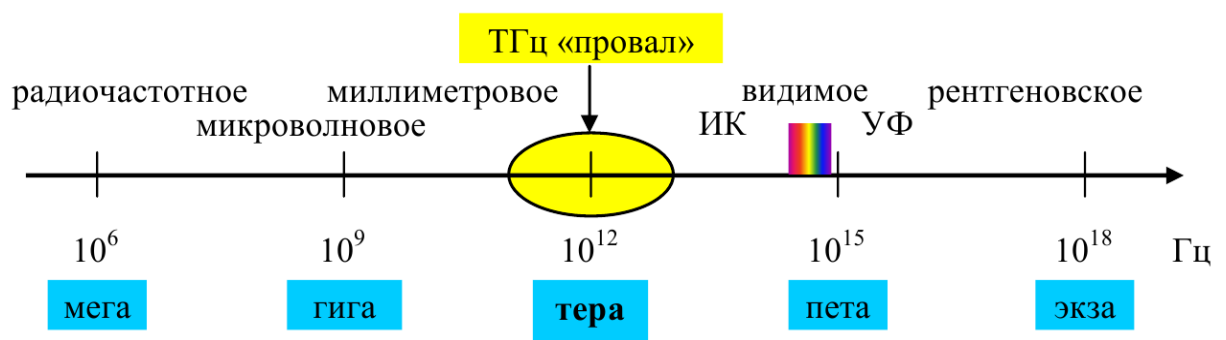


Рисунок 8.35 – Спектр электромагнитных волн и терагерцовый «провал»

Если обратиться к таблице 8.14, то $Q^{-1} \sim \varepsilon_{is}$ – внутреннему напряжению между фазами R(I) и R(II). Если считать $Q^{-1} = \varepsilon_{is} = 17 \cdot 10^9 = \delta/\pi$ (δ – логарифмический декремент затухания). До недавнего времени большая часть терагерцового спектра f не использовалась в связи с тем, что отсутствовали как источники, так и приемники когерентного излучения этого диапазона. Поэтому терагерцовый участок электромагнитного спектра называли «терагерцовым провалом» (рисунок 8.35).

С появлением первого терагерцового квантового каскадного лазера (ККЛ) в 2002 году и последовавшего значительного прогресса в разработке терагерцового ККЛ «терагерцовый провал» в электромагнитном спектре (рисунок 8.35) постепенно начала закрываться.

Предсказанное нами, особенно в слое R(I), терагерцовое излучение относится к поверхностным плазмонам – поляритонам (плазмонам). Плазмоны в металлах и сплавах обладают фиксированной частотой (близкой к плазменной частоте металла), и их свойства могут лишь слегка меняться от структуры к структуре. Иными словами, «металлическая» плазмоника является пассивной, что ограничивает ее практические применения.

Представленная нами модель внутреннего трения в высокоэнтропийных сплавах изложена нами впервые и требует дальнейших теоретических и экспериментальных исследований, впрочем, как и недавние исследования.

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) выделены в особый класс сплавов, в которых помимо элементного состава достигается эффект высокой энтропии состава при относительно простой кристаллической решетке. ВЭС зачастую обладают свойствами, которые недоступны их элементам по отдельности. То же и относится и к внешнему трению, которое даже в простых металлах выглядит довольно сложно. На наш взгляд, эта ситуация связана с тем, что исследователи пока не научились определять толщину поверхностного слоя, которая для металлов может составлять нанометры и мезометры.

Рекомендуемая литература

- 1 Yeh J.-W. High-entropy multielement alloys. Patent US, no. US 20020159914 A1, 2002.
- 2 Рогачев А.С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов // Физика металлов и металловедение, 2020. – том 12. – № 8. – С.807-841.
- 3 Батаева З., Руктуев А., Иванов И., Юргин А., Батаев И. Обзор исследований сплавов, разработанных на основе энтропийного подхода // Обработка металлов (технология оборудование инструменты), 2021. – Том 23. – № 2. – С.116-146.
- 4 Gottstein G. Physical Foundations of Materials Science. Berlin: Springer, 2004. – 502 p.
- 5 Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. Эволюция микроскопических трещин и пор в нагруженных твердых телах // ФТТ. 2005. – том 47, вып. 5. – С.801-807.
- 6 Овидько И.А., Шейнерман А.Г. Зарождение нанотрещин в поликристаллическом кремнии под действием зернограничного скольжения // Физика твердого тела, 2007. – том 49, вып. 6. – С. 1056-1060.
- 7 Дроздов А.Ю. Моделирование динамики развития нанодефектов в металлах при ионной имплантации и деформации, диссертация кандидата физ.-мат. наук. Ижевск. 2007. – 160 с.
- 8 Скиба Н.В. Взаимодействие мод пластической деформации и их влияние на зарождение и рост трещин в нанокристаллических твердых телах // диссертация доктора физ.-мат. наук. Санкт-Петербург, 2014. – 193 с.
- 9 Веттегрень В.И., Пономарев А.В., Кулик В.Б., Мамалимов Р.И., Щербаков И.П. Разрушение кварцевого диорита при трении // Геофизические исследования. 2020. – том 21. – № 4. – С.35-50.
- 10 Веттегрень В.И., Пономарев А.В., Мамалимов Р.И., Щербаков И.П. Нанотрещины при разрушении олигоклаза // Физика земли. 2021. – №6. – С.87-92.
- 11 Юров В.М. Толщина поверхностного слоя атомарно-гладких кристаллов // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов, 2019. – вып. 11. – С.389-397.
- 12 Yurov V.M., Goncharenko V.I., Oleshko V.S., Sha Mingun. Anisotropy of the surface of carbon materials // Eurasian Physical Technical Journal, 2021. – Vol. 18, No. 3(37). – P. 15-24.
- 13 Гученко С.А., Юров В.М., Лауринас В.Ч., Завацкая О.Н. Образование ячеистой наноструктуры при формировании многофазных покрытий // Наноматериалы и нанотехнологии, 2012. – № 2. – С. 17-24.
- 14 Cheng J.B., Liang X.B., Xu B.S. Effect of Nb addition on the structure and mechanical behaviours of CoCrCuFeNi high-entropy alloy coatings // Surf. Coat. Technol., 2014. – V. 240. – С.184-190.
- 15 Kaminsky A.A., Kurchakov E.E. Modelling a Crack with a Fracture Process Zone in a Nonlinear Elastic Body // Int. Appl. Mech., 2012. – Vol. 48, N 5. – P. 552-562.
- 16 Гершуни Г.З., Жуховницкий Е.М. Конвективная устойчивость несжимаемой жидкости. – М.: Наука, 1972. – 232 с.
- 17 Юров В.М., Гученко С.А., Завацкая О.Н. Структура и поверхностное натяжение композиционных покрытий // Вестник КарГУ, сер. Физика, 2012. – № 1(65). – С. 45-53.
- 18 Юров В.М., Гученко С.А., Лауринас В.Ч., Завацкая О.Н. Поверхностное натяжение нитридов металлов // Современные наукоемкие технологии, 2012. – №3. – С.36-41.
- 19 Трапезников Д.Е., Сунцов А.С., Рыбальченко Т.М. К вопросу о происхождении столбчатой отдельности в базальтах и ее аналогов // Вестник Пермского университета. Геология, 2012. – Вып. 2(15). – С. 8-15.
- 20 Imry J. Introduction to Mesoscopic Physics. Oxford University Press, 1997. – 234 p.
- 21 Poston T., Stewart I. Catastrophe Theory and Its Applications. Dover Publications,

Incorporated, 2013. – 512 p.

22 Berdibekov A.T., Yurov V.M., Dolya A.V., Guchenko S.A., Gruzin V.V. Microcracks in high-entropy CrNiTiZrCu alloys // Deutsche internationale Zeitschrift, 2023. – №52. – P. 83-89.

23 Сидоров М.И. Повышение живучести артиллерийских систем на основе моделирования и управления трибохимическими процессами изнашивания. – Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук, Москва, 2018. – 321 с.

24 Нгуен Чыонг Шинь. Обоснование технической и технологической возможности восстановления стволов артиллерийских орудий, исчерпавших свой технический ресурс из-за эрозионного износа канала. – Диссертация на соискание учёной степени кандидата технических наук, Санкт – Петербург, 2006. – 162 с.

25 Карюкин С.П., Митрохин О.В. Подход к обеспечению живучести стволов артиллерийских орудий. // Военная мысль, 2012. – № 1. – С. 72-78.

26 Пушкарев А.М., Вершинин А.А., Вольф И.Г. К вопросу численного моделирования теплового и структурно-фазового состояния поверхности канала ствола // Известия ТулГУ. Технические науки. 2015. – Вып. 5. – Ч. 2. – С. 329-337.

27 Юров В.М., Гученко С.А., Лауринас В.Ч. Толщина поверхностного слоя, поверхностная энергия и атомный объем элемента. // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов, 2018. – Вып. 10. – С. 691-699.

28 Yurov V.M., Goncharenko V.I., Oleshko V.S. Anisotropy of the surface of cubic body-centered crystal lattices // Eurasian Physical Technical Journal, 2021. – Vol.18, No.1(35). – P. 9-15.

29 Yurov V.M., Goncharenko V.I., Oleshko V.S., Sha Mingun. Anisotropy of the surface of carbon materials // Eurasian Physical Technical Journal, 2021. – Vol.18, No.3(37). – P. 15-24.

30 Закаменных Г.И., В.Г. Кучеров, Червонцев С.Е. Проектирование спецмашин, ч. 1, кн. 1. Артиллерийские стволы. – ВолгГТУ, 2017. – 396 с.

31 Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. – М.: Физматлит, 2005. – 412 с.

32 Оура К., Лифшиц В.Г., Саранин А.А., Зотов А.В., Катаяма М. Введение в физику поверхности. – М.: Наука. 2006. – 490 с.

33 Юров В.М., Маханов К.М. Оценка температуры плавления наноструктур твердых тел // Нано- и микросистемная техника, 2020. – Т.22, №7. – С. 347-351.

34 Orowan E. The fatigue of glass under stress // Nature, 1944. – V. 154. – P. 341-343.

35 Латышев Д.Е., Сивко В.С., Моисеев Е.Н. Анализ методов повышения живучести стволов артиллерийских орудий // К 100-летию отечественного танкостроения, 2017. – С. 26-32.

36 Олешко В.С., Пиговкин И.С. Оперативное определение поверхностной энергии металлических деталей авиационной техники // Интернет-журнал «Науковедение», 2016. – Том 8. – №3.

37 Yurov V.M., Makeeva O.V., Oleshko V.S., Fedorov A.V. Development of a device for determining work electron output // Eurasian Physical Technical Journal, 2020. – Vol.17, No.1(33), pp.127-131.

38 Вагин А.В., Албагачиев А.Ю., Сидоров М.И., Ставровский М.Е. Исследование противоизносных свойств покрытий на поверхностях артиллерийских стволов // Вестник машиностроения, 2017. – №9. – С.55-61.

39 Юров В.М., Гученко С.А., Маханов К.М. Структурные свойства высокоэнтропийного покрытия TiNiZrCuCr // Современные наукоемкие технологии, 2020. – №4. – С. 78-83.

40 Погребняк А.Д., Багдасарян А.А., Пшик А.В., Дядюра К. Многокомпонентные нанокompозитные покрытия с адаптивным поведением в поверхностной инженерии // УФН, 2017. – том 187, № 6. – С. 629-652.

41 Yurov V.M., Oleshko V.S. The impact of the environment on the contact potential

- difference of metal machine parts // Eurasian Physical Technical Journal, 2019. – Vol.16, No.1(31). – pp. 99-108.
- 42 Юров В.М., Гученко С.А. Определение трения разнородных пар трибосопряжения // Школа науки, 2020. – № 1(26). – С. 5-8.
- 43 Berdibekov A.T., Yurov V.M., Dolya A.V., Guchenko S.A. Primary cracks in atomically smooth crystals alkaline earth elements // Polish journal of science, 2023. – №60. – С. 26-32.
- 44 Berdibekov A.T., Yurov V.M., Dolya A.V., Guchenko S.A. Primary cracks in atomically smooth crystals of alkaline elements // Annali d'Italia, 2023. – № 41. – P. 109-119.
- 45 Фролов К.В. (2008). Современная трибология: Итоги и перспективы. – М.: Издательство ЛКИ. – 480 с.
- 46 Berdibekov A., Yurov V., Belgibekov N. Investigation of parts of mechanisms and machines by the ion-plasma method // The scientific heritage (Budapest, Hungary), 2021. – VOL 1, No 64(64). – P. 18-24.
- 47 Berdibekov A., Yurov V., Belgibekov N. Structural-phase composition and properties multi-phase coatings // Sciences of Europe (Praha, Czech Republic), 2021, Vol. 1, №68. – P. 40-45.
- 48 Столяров В.В. (2015). Трибологическое поведение наноструктурных материалов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, Том 58, № 8. – С. 597-602.
- 49 Luan B.Q., Robbins M.O. (2005). The breakdown of continuum models for mechanical contacts // Nature, Vol. 435. – P. 929-932.
- 50 Berdibekov A., Yurov V., Belgibekov N. Role of surface tension in formation ion-plasma coatings // Znanstvena Misel, 2021, №53. – P. 36-38.
- 51 Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S.-J., Gan J.-Y., Chin Ts.-Sh., Shun T.-Ts., Tsau Ch.-H., Chang Sh.-Y. (2004). Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principle Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes // Advanced Engineering Materials, Vol. 6, №8. – P. 299-303.
- 52 Chang Sh.Y., Lin Sh.Y., Huang Y.Ch., Wu Ch.L. (2010). Mechanical properties, deformation behaviors and interface adhesion of (AlCrTaTiZr) N_x multicomponent coatings // Surface & Coatings Technology, Vol. 204. – P. 3307-3314.
- 53 Tsai D.C., Huang Y.L., Lin S.R., Liang S.C., Shieu F.S. (2010). Effect of nitrogen flow ratios on the structure and mechanical properties of (TiVCrZrY)N coatings prepared by reactive magnetron sputtering // Appl. Surf. Sci., Vol. 257. – P. 1361-1367.
- 54 Braic V., Vladescu A., Balaceanu M., Luculescu C., Braic M. (2011). Nanostructured multi-element (TiZrNbHfTa)N and (TiZrNbHfTa)C hard coatings // Surf. Coat. Technol., Vol. 211, № 25. – P. 117-121.
- 55 Карпец М.В., Горбань В.Ф., Мысливченко А.Н., Марченко С.В., Крапивка Н.А. (2015). Влияние содержания никеля на износостойкость литого высокоэнтروпийного сплава VCrMnFeCoNi $_x$ // Новые материалы, №1. – С. 56-60.
- 56 Дунаев А.В., Хохлов С.С., Герасимов К.Н., Григорьев В.С., Фильков М.Н. (2013). Результаты сравнительных испытаний трибопрепаратов минеральных и на основе солей сульфокислот // Вестник Российской академии сельскохозяйственных наук, № 2. – С. 78-79.
- 57 Загайко С.А. (2011). Основы теории трения и изнашивания. – Уфа: УГАТУ. – 102 с.
- 58 Полюшкин Н.Г. (2013). Основы теории трения, износа и смазки. – Красноярск, – 192 с.
- 59 Ляшенко Я.А. (2018). Динамические модели фазовых переходов между кинетическими режимами граничного трения: концепция сдвигового плавления. – Сумы: Сумский государственный университет. – 335 с.
- 60 Goedecke A. (2013). Transient Effects in Friction. Fractal Asperity Creep. – Springer-Verlag, Wien. – 211 p.

61 Popov V.L. (2017). Contact Mechanics and Friction. Physical Principles and Applications. - Springer-Verlag. – 396 p.

62 Шалыгин М.Г. (2017). Изнашивание субшероховатости поверхностей трения в водородсодержащей среде. – Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук, Брянск. – 254 с.

63 Потекаев А.И., Хохлов В.А., Галсанов С.В., Шулепов И.А. (2013). Рассеяние энергии и адгезионные свойства квазигерцевского контакта материалов с памятью формы // Известия ТПУ, Т. 323, № 2. – С. 90-95.

64 Ставровский М.Е., Албагачиев А.Ю., Сидоров М.И. (2016). Моделирование адгезии при контактном взаимодействии металлов // Современные материалы, техника и технологии, № 7. – С. 168-173.

65 Berdibekov A., Yurov V., Belgibekov N. Synthesis of nanostructured coatings with simultaneous sputtering of various cathodes and targets // German International Journal of Modern Science, 2021, №8, Vol.1. – P. 21-25.

66 Погребняк А.Д., Багдасарян А.А. Пинк А.В., Дядюра К.А. (2017). Многокомпонентные нанокompозитные покрытия с адаптивным поведением в поверхностной инженерии // Успехи физических наук, Том. 187, №6. – С. 629-652.

67 Юров В.М., Гученко С.А., Маханов К.М. (2020). Атомно-силовая микроскопия высокоэнтропийных покрытий // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований, №4. – С. 62-67.

68 Berdibekov A., Yurov V., Belgibekov N. Autwave processes in the formation of coatings // Annali d Italia, 2021, Vol. 1, №18. – P. 51-57.

69 Юров В.М., Лауринас В.Ч., Гученко С.А., Завацкая О.Н. (2014). Поверхностное натяжение упрочняющих покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. – № 1. – С. 33-36.

70 Поволоцкий Д.Я., Гудим Ю.А. Производство нержавеющей стали. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 1998. – 236 с.

71 Крагельский И.В., Виноградова И.Э. (1962). Коэффициенты трения. – М.: Машгиз, – 220 с.

72 Юров В.М., Гученко С.А. (2019). Электрическая проводимость семиатомных высокоэнтропийных сплавов // Межвузовский научный конгресс «Высшая школа: научные исследования», Т. 1. – С. 142-148.

73 Русанов А.И. (1967). Фазовые равновесия и поверхностные явления. Издательство «Химия», Ленинградское отделение. – 388 с.

74 Tang Z., Gao M.C., Diao H., Yang T.F., Liu J.P., Zuo T.T., Shang Y., et. al. (2013). Aluminum Alloying Effects on Lattice Types, Microstructures, and Mechanical Behavior of High-Entropy Alloys Systems // JOM, Vol. 65. – P. 1848-1858.

75 Berdibekov A.T., Yurov V.M., Belgibekov N.A., Makhanov K.M. High entropic coatings FeCrNiTiZrAl and their properties // Bulletin of KarU, 2021, No. 3. – P.101-114.

76 Современная трибология: Итоги и перспективы / под. ред. В.К.Фролова. – М.: Издательство ЛКИ. – 2008. – 480 с.

77 Bhushan B. Introduction to Tribology. – John Wiley & Sons. Ltd. 2013. – 711 p.

78 Беркович И.И., Громаковский Д.Г. Трибология. Физические основы, механика и технические приложения. – Самара: СГТУ, 2000. – 268 с.

79 Гаркунов Д.Н. Триботехника (износ и безызносность). – М.: Изд-во МСХА, 2001. – 616 с.

80 Маленков М.И., Каратушин С.И., Тарасов В.М. Конструкционные и смазочные материалы космических механизмов. – СПб.: БГТУ, 2007. – 54 с.

81 Лужнов Ю.М., Александров В.Д. Основы триботехники. – М.: МАДИ, 2013. – 136 с.

82 Войнов К.Н. Триботехника и надежность механических систем. – СПб.: НИУ ИТМО; ИХиБТ, 2014. – 74 с.

- 83 Тейбор Д. Трение как диссипативный процесс // Трение и износ, 1994, Т. 15, №2. – С. 296-315.
- 84 Гушман И.С., Буше Н.А. Реализация диссипативной самоорганизации поверхностей трения в трибосистемах // Трение и износ, 1995, Т. 16, №1. – С. 61-65.
- 85 Гершман И.С., Перетягин П.Ю., Миронов А.Е., Гершман Е.И. Описание процессов трибосистем и разработка износостойких материалов с использованием неравновесной термодинамики и теории самоорганизации // Вестник ВНИИЖТ, 2016, Т. 75, № 5. – С. 271-277.
- 86 Поляков С.А. К проблеме обоснования выбора триботехнических материалов в аспекте синергетики // Трение и смазка в машинах и механизмах, 2006, №2. – С. 10-17.
- 87 Джанахмедов А.Х., Дышин О.А., Джавадов М.Я. Синергетика и фракталы в трибологии. – Баку: АПОСТРОФФ, 2014. – 504 с.
- 88 Рыжкин А.А. Синергетика изнашивания инструментальных материалов при лезвийной обработке. – Ростов-на-Дону: ДГТУ, 2019. – 289 с.
- 89 Дедков Г.В. Нанотрибология: экспериментальные факты и теоретические модели // УФН, 2000, Т. 170, №6. – С. 585-618.
- 90 Левченко В.А., Буяновский И.А., Матвиенко В.Н. Этапы развития нанотрибологии // Проблемы машиностроения и надежности машин, 2005, № 2. – С. 36–45.
- 91 Юров В.М. Толщина поверхностного слоя атомарно-гладких кристаллов // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов, 2019, вып. 11. – С.389-397.
- 92 Yurov V.M., Goncharenko V.I., Oleshko V.S., Sha Mingun. Anisotropy of the surface of carbon materials // Eurasian Physical Technical Journal, 2021, Vol. 18, No. 3(37). – P. 15-24.
- 93 Юров В.М., Гученко С.А. Толщина поверхностного слоя высокоэнтропийных покрытий CrNiTiZrCu // Национальная ассоциация ученых. 2019. – № 44, Ч. 1. – С. 40-44.
- 94 Юров В.М., Гученко С.А. К вопросу об трении высокоэнтропийных сплавов и покрытий // Интерактивная наука, 2019, №9 (43). – С.1-10.
- 95 Оура К., Лифшиц В.Г., Саранин А.А., Зотов А.В., Катаяма М. Введение в физику поверхности. М.: Наука. 2006. – 490 с.
- 96 Уваров Н.Ф., Болдырев В.В. Размерные эффекты в химии гетерогенных систем // Успехи химии, 2001, Т. 70 (4). – С.307–329.
- 97 Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. М.: Физматлит, 2005. – 412 с.
- 98 Головин И.С. Внутреннее трение и механическая спектроскопия металлических материалов. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2012. – 247 с.
- 99 Рогачев А.С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов // Физика металлов и металловедение, 2020, том 121, № 8. – С.807-841.
- 100 Крагельский И.В., Виноградова И.Э. Коэффициенты трения. – М.: Машгиз, 1962. – 220 с.
- 101 Griffith A.A. The theory of rupture // In Proc. Ist. Congr. Appl. Mech.-Delft., 1924. – P. 55-63.
- 102 Korbel A., Martin P. Microscopic versus macroscopic aspect of shearbands deformation // Acta Met., 1986, V. 34, No. 10. – P.1905-1909.
- 103 Imry J. Introduction to Mesoscopic Physics. Oxford University Press, 1997. – 234 p.
- 104 Москалец М.В. Основы мезоскопической физики. – Харьков: НТУ-ХПИ, 2010. – 180 с.
- 105 Панин В.Е., Колубаев А.В., Слосман А.И., Тарасов С.Ю., Панин С.В., Шаркеев Ю.П. Износ в парах трения как задача физической мезомеханики // Физическая мезомеханика, 2000, Т.3, № 1. – С. 67-74.
- 106 Ким В.А., Каримов Ш.А. Проявление физической мезомеханики при контактном взаимодействии, трении и изнашивании // Ученые записки КнАГТУ, 2014,

№11-1(18). – С. 5-9.

107 Гершуни Г.З., Жуховицкий Е.М. Конвективная устойчивость несжимаемой жидкости. – М.: Наука, 1972. – 232 с.

108 Константинова Т.Е. Эволюция дислокационной структуры металлических систем в условиях высоких давлений // Физика и техника высоких давлений, 2009, том 19, № 1. – С. 7-30.

109 Юров В.М. Кристаллизация цилиндра конечных размеров // Рук. деп. в ВИНТИ. – 1982. – № 6485-82 Деп.

110 Грузин В.В., Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В. Проблема Стефана при холодном газодинамическом напылении // Материалы Международного научно-методического журнала «Global science and innovations 2023: Central Asia», № 1(19). Апрель 2023, серия «Физико-математические науки». – С. 36-40.

111 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Грузин В.В. Теория образования покрытий и задача Стефана // The scientific heritage, 2023, No 113 (113). – P. 78-82.

112 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Грузин В.В. Кристаллизация цилиндра конечных размеров при периодических граничных условиях // Sciences of Europe, 2023, No 117. – P. 54-59.

9 ЖИВУЧЕСТЬ ДЕТАЛЕЙ ВОЕННОЙ ТЕХНИКИ

9.1 Прочность и трещиностойкость деталей бронетанковой техники

Прочность, по определению работы [1] – это свойство материала сопротивляться в процессе деформирования возникновению в нем трещин. Как показано нами в работах [2-4] трещины в твердом теле возникают по трем причинам. Во-первых, первопричиной образования микротрещин даже для атомарно-гладких кристаллов, являются напряжения, связанные с образованием поверхностного наноструктурного слоя [5] металлов из-за процессов релаксации или реконструкции поверхности, которые приводят к образованию пор, нормальных и латеральных дислокаций. Их называют природными (или первичными) трещинами. Во-вторых, трещины возникают из-за процесса роста кристаллов из расплава, из раствора или из газовой фазы при изменении температуры, давления, примесей и прочее. Их называют технологическими трещинами. В-третьих, трещины могут возникать при взаимодействии твердого тела (особенно металлов) с внешней средой. Их называют коррозионной трещиной. Физика трещин возникла в 20-х годах прошлого века, когда Макс Борн вычислил прочность поваренной соли (NaCl) на основе квантовой механики. Она оказалась на три порядка выше экспериментально наблюдаемой. Физика трещин или физика дефектов начала интенсивно развиваться и продолжает и в настоящее время. Ряд моделей образования микротрещин изложены в [6]: модель Гриффитса, Зинера-Стро-Петча, Коттрелла, Баллафа-Гилмана, Орвана-Стро, Кобле, Набарро-Херринга и некоторые другие. Однако, в названных моделях не представлены результаты расчетов длины микротрещины. Лишь сравнительно недавно были обнаружены нанотрещины в твердом теле [7, 8], а их длина теоретически вычислена нами в работах [2-4].

В работе [9] появилась статья «В армию поступают танки Т-34 с трещинами бронекорпусов», где рассказывалось о дефектах танков во время войны 1941-1945 годов. Был установлен целый ряд заводских дефектов: трещиноватость броневых листов, трещиноватость картера двигателя и коробки передач, некачественная сварка (рисунок 9.1).

Разрушение танковой брони было связано с технологическими нарушениями в процессе ее изготовления. Трещины на бронелисте обнаруживались размером от 50 до 1200 мм. При этом на бронелисте их оказывалось от 2-х до 8 штук. В дальнейшем, качество бронелистов изменили за счет качественной плавки и качественного проката, за счет внедрения дефектоскопии неразрушающего контроля.

Однако, проблемы с трещинами возникают до настоящего времени. В период 2013-2014 гг. много шума возникло из-за поставки украинских бронетранспортеров БТР-4Е Ираку, которые были возвращены заказчиком. Этот эпизод возник после того, как военный эксперт Сергей Згурец опубликовал снимки с трещинами на швах сварки корпуса БТР-4Е.





Рисунок 9.1 – БТР и трещина на корпусе (а);
танк с трещиной бронекорпуса (увеличение 400 раз) [9]

На сегодняшний день, на оборонно-промышленных предприятиях Казахстана внедряют современные технологии по повышению прочности деталей бронетанковой техники.

Так, например, лицензионное предприятие Kazakhstan Paramount Engineering, которое является совместным проектом компании «Казахстан инжиниринг» и южноафриканской военной корпорации Paramount Group, разработало новые образцы бронированной колёсной техники «Барыс» и «Арлан» (рисунок 9.2.)



Рисунок 9.2 – Бронетранспортёры «Барыс» 8х8 и «Барыс» 6х6 (слева);
Бронетранспортёры «Арлан» 4х4 и «Барыс» 6х6 (справа)

Также, в Казахстане проведена модернизация танка Т-72А (рисунок 9.3). Бронь башни танка Т-72А состоит из двух полостей под углом $54-55^\circ$ к оси орудия. Каждая плоскость содержит пакет из 20-30 блоков (рисунок 9.3,б). Слои блока содержат: броневую плиту размером 21 мм, затем слой резины размером 6 мм, затем металлическая плита размером 3 мм. К броневой плите привариваются три металлические пластины, которые дают расстояние между блоками размер 22 мм. Между полостями (между пакетом и внутренней стенкой полости) расположена броневая плита размером 45 мм.

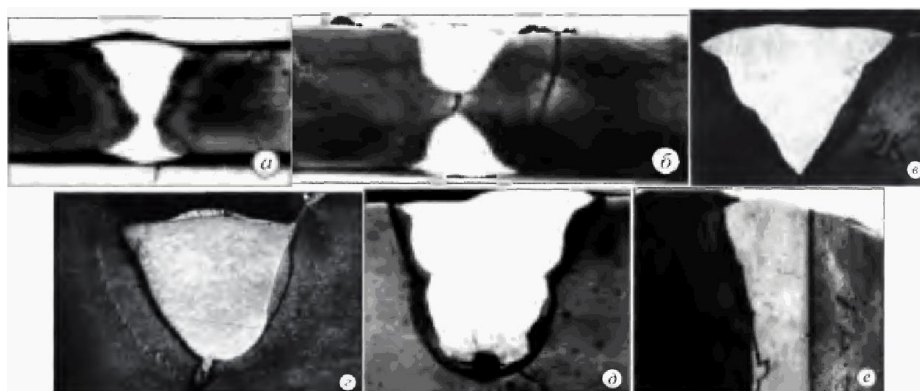


Рисунок 9.3 – Модернизация танка Т-72А (слева); внешний вид пакета бронирования танка Т-72А (справа)

Химический состав броневой стали включает в себя: около 0.5% углерода, до 5% кобальта, 2% кремния, 2% хрома, 1.5% марганца, 1.8% никеля, 0.35% меди, 0.15% алюминия, 0.15% титана. Остальная часть включает в себя железо. Сталь приобретает броневые свойства, не за счет состава химических элементов, а за счет способа изготовления этой стали на молекулярном, и даже атомном, уровне. Вхождение углерода в кристаллическую решетку железа обеспечивает сверхпрочные связи. Однако, слишком твердая сталь будет и слишком хрупкой и не сможет противостоять оружию стрелка. Бронированная сталь должна быть пластичной, чтобы пуля или снаряд приводили к деформации железа, а не к разрыву его межатомных связей. Этот процесс является самым сложным в получении бронированной стали и, как правило, держится в секрете.

Броневая сталь сваривается особым способом. Поначалу в сварной шов приносится низкоуглеродистая проволока. Этот прием резко снижает образование трещин, что подтверждено многочисленными экспериментами. Затем используются при сварке особые флюсы, которые скрепляют листы брони. Броневая сталь получается либо методом литья, либо методом катки. Отсюда и разница в происхождении трещин, число которых определяет качество броневой стали.

Образование трещин [10] связано с возникновением напряжённого состояния в стенках отливок при недостаточной прочности металла.



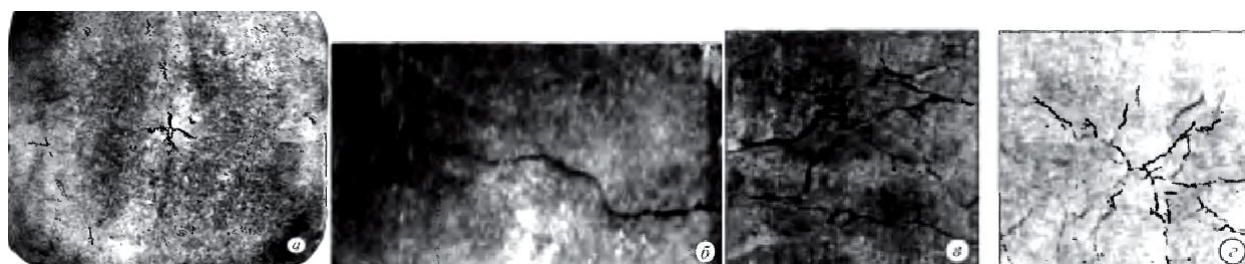
а, б – продольные, поверхностные, параллельные зоне сплавления, отколы; в – продольные, поверхностные и внутренние, идущие от зоны сплавления – отколы; г – продольные, внутренние корневые – отколы; д – продольные, внутренние подваликовые – отрывы; е – продольные, поверхностные и внутренние – отрывы

Рисунок 9.4 – Холодные трещины в зоне термического влияния [10]

Холодные трещины могут возникать во всех зонах сварного соединения и располагаться параллельно или перпендикулярно оси шва. Холодные трещины служат очагом хрупкого, усталостного, коррозионного разрушения конструкции или детали в процессе их изготовления или эксплуатации. Степень отрицательного влияния зависит от величины и количества дефектов. Холодные трещины относятся к наиболее опасным дефектам и по всем действующим нормативно-технологическим документам являются недопустимыми (рисунок 9.4).

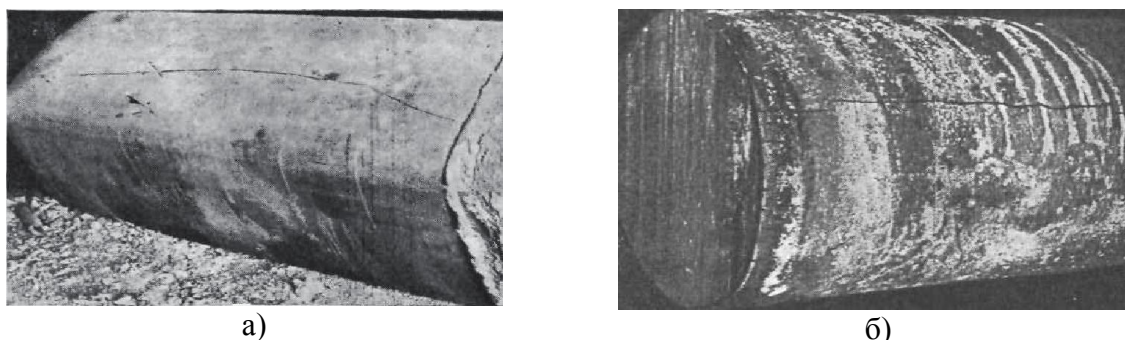
Трещины горячие (кристаллизационные) – извилистый окисленный разрыв металла, более широкий у поверхности и сужающийся вглубь, образовавшийся в период кристаллизации металла вследствие растягивающихся напряжений, превышающих прочность наружных слоев слитка. Ширина раскрытых трещин на поверхности может достигать нескольких миллиметров, глубина – десятки миллиметров (рисунок 9.5).

Трещина напряжения – направленный вглубь металла разрыв часто под прямым углом к поверхности, образовавшийся вследствие объемных изменений, связанных со структурными превращениями или с нагревом и охлаждением металла (рисунок 9.6).



а – внутренняя, осевая; б, в – поверхностные;
г – поверхностные паукообразные (звездообразные)

Рисунок 9.5 - Горячие трещины в отливках (сталь) [10]

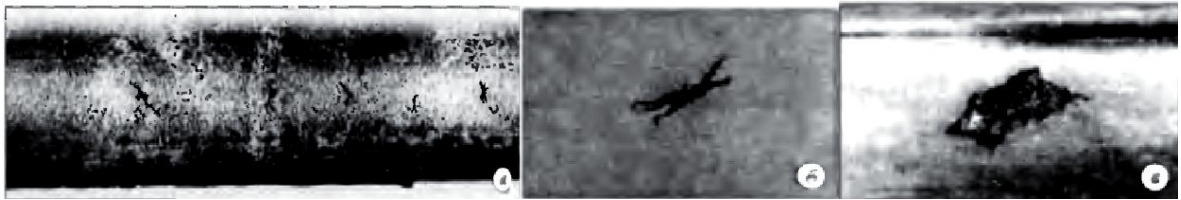


а) – слиток обычной разливки; б) – слиток электрошлакового переплава

Рисунок 9.6 – Трещины напряжения на слитках стали 37ХН3А [10]

Наиболее склонны к трещинам напряжения, возникающим при охлаждении после горячей деформации, стали мартенситного и мартенситоферритного классов.

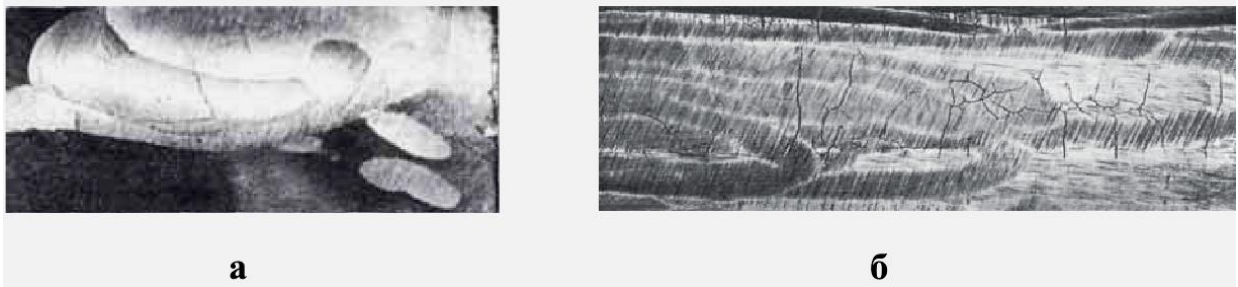
Скворечник – дефект в виде ромбического разрыва металла с широким раскрытием. Наиболее склонны к образованию скворечников высоколегированные стали и сплавы. Дефект резко снижает все механические свойства металла в направлении, перпендикулярном оси дефекта (рисунок 9.7).



а – на поверхности прутка, алюминиевый сплав, внешний вид; б, в – в продольном сечении проката, сталь, темплет; г – в виде треугольной воронки, прокат, сталь, излом

Рисунок 9.7 – Скворечники [10]

Трещина шлифовочная – сетка паутинообразных разрывов или отдельных направленных поверхностных разрывов, образовавшихся при шлифовке металла (рисунок 9.8).



а – на сдутке сплава ХН68ВКТЮ (ЭИ578); б – на горячекатаной заготовке

Рисунок 9.8 – Шлифовочные трещины [10]

Для обнаружения трещиноподобных дефектов неразрушающим способом известен ряд методов неразрушающего контроля.

Ультразвуковой (ГОСТ 23667-85). Настоящий стандарт распространяется на импульсные ультразвуковые дефектоскопы общего назначения, предназначенные для контроля продукции на наличие дефектов типа трещин готовых изделий и полуфабрикатов и работающие в диапазоне частот от 0,2 до 30 МГц. В настоящее время действует ГОСТ Р 55809-2013. Дефектоскопы [11] показаны на рисунке 9.9.

Вихретоковый (ГОСТ 26697-85). В настоящее время действует ГОСТ Р ИСО 15549-2009. Вихретоковый метод неразрушающего контроля имеет ряд преимуществ перед другими методами. Вихретоковый контроль применим для решения всех трех основных задач неразрушающего контроля [12]. Некоторые вихретоковые дефектоскопы показаны на рисунке 9.10.



УЗ-дефектоскоп УД4-Т



УЗ-сканер УСД-60-8К

Рисунок 9.9 – Современные УЗ-дефектоскопы [11]



Вихретоковый дефектоскоп ВД-10А



Дефектоскоп Eddyfi Lyft

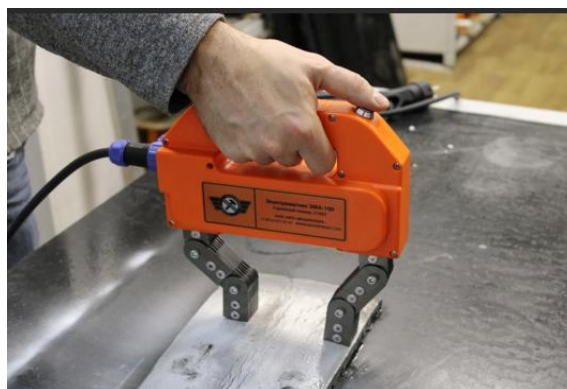
Рисунок 9.10 – Вихретоковые дефектоскопы [12]

Магнитопорошковый (ГОСТ 21105–87). В настоящее время действует ГОСТ Р 56512-2015. Магнитопорошковый метод предназначен для выявления поверхностных дефектов (трещин, закатов, волосовин, не проваров и т.д.) на деталях, изготовленных из ферромагнитных материалов (сталей) [13]. Метод позволяет обнаруживать дефекты, имеющие раскрытие более 0,001 мм, глубину более 0,01 мм и длину более 1 мм без удаления тонких слоев (до 50 мкм) лакокрасочных и металлических покрытий, прост в освоении и обладает высокой производительностью [14]. Аппаратура метода хорошо приспособлена для работы в цеховых и полевых условиях (рисунок 9.11).

Акустико-эмиссионный (ГОСТ Р 52727-2007). Акустико-эмиссионная диагностика, при котором регистрируют переменное поле упругих напряжений от развивающихся дефектов (в том числе на уровне структуры). Изложены способы анализа акустико-эмиссионных сигналов на основе информативных параметров и потоковых характеристик, показана их связь с процессами деформирования объектов контроля [15]. Дефектоскопы акустико-эмиссионных сигналов показаны на рисунке 9.12.



Магнитопорошковый дефектоскоп портативный МДМ-2



Электромагнит для магнитопорошковой дефектоскопии

Рисунок 9.11 – Магнитопорошковые дефектоскопы [14]



Акустико-эмиссионный дефектоскоп ЮНИСКОП



Акустико-эмиссионный дефектоскоп АД-60

Рисунок 9.12 – Акустико-эмиссионный дефектоскоп [15]

Из множества защитных покрытий на детали военной техники мы выбрали три, которые используются в нашей лаборатории: это метод ионно-плазменного нанесения покрытий; метод магнетронного нанесения покрытий; метод холодного газодинамического напыления (ХГН).

Первый метод был реализован на установке ННВ-6.6И1, второй – на магнетроне с изготовленной мишенью, третий – на установке Димет-425. В качестве объектов исследования были выбраны штоки двигателей бронетранспортеров. В качестве напыляемых покрытий использовались электроды из титана, мишени и частицы из высокоэнтропийных сплавов.

Нанесенные покрытия на штоки бронетехники показаны на рисунке 9.13.

На рисунке 9.13,а были отобраны штоки из 500 штук с видимой сеткой микротрещин. Эти штоки были изготовлены из стали, изображенной на рисунке 9.13,а. Нитрид титановые покрытия (рисунок 9.13,б) хорошо защищают штоки, но они сделаны в вакууме на установке ННВ-6.6И1 в стационарном режиме. Для военной техники в полевых условиях одним из прогрессивных способов удаления трещин является метод ХГН (рисунок 9.13,в), детально описанный нами в работах [16, 17]. Метод ХГН начал усиленно проникать в военное вооружение для ремонта деталей автомобильной, бронетанковой, авиационной техники [18].

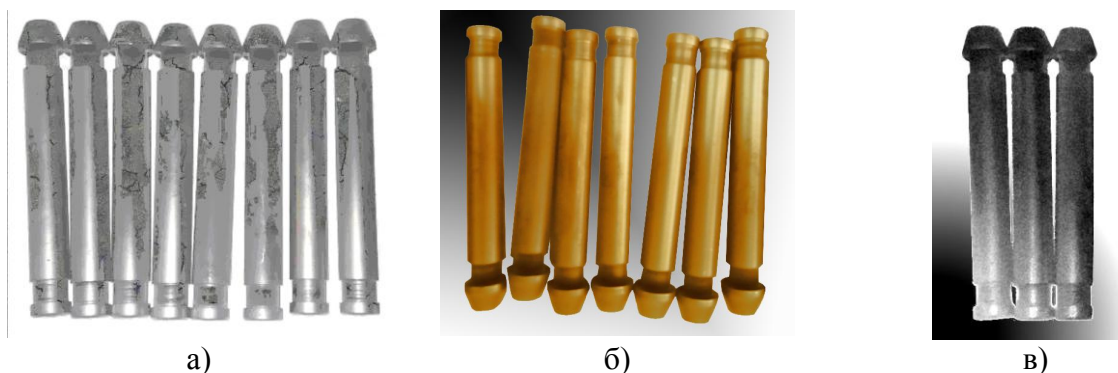


Рисунок 9.13 – Штоки бронетехники: без покрытия с трещинами (а); с нитрид титановым покрытием из магнетрона (б); с покрытием ХГН (в)

Из последних наших работ [2-5, 16, 17, 19, 20] и краткого обзора литературных данных следует, что «живучесть» деталей броневой техники определяется сетью микротрещин, возникающих или при изготовлении деталей военной техники, либо в результате боевых действий, либо в полевых условиях за счет взаимодействия с атмосферой и т.д. В процессе эксплуатации деталей военной техники происходит рост усталостных трещин, что приводит к разрушению, в основном, ответственных деталей. Чтобы исключить сеть трещин, приводящих к разрушению деталей военной техники, необходимо периодически делать на них защитные покрытия с помощью различных методов, среди которых выделяются методы ХГН, пригодные в полевых условиях.

9.2 Прочность и трещиностойкость деталей авиационной техники

Прочность – это свойство материала сопротивляться в процессе деформирования возникновению в нем трещин. Применяют также понятие конструкционной прочности, характеризующую надежную и долговечную работу («живучесть») материала в конструкции. Механика трещин зародилась чуть более 100 лет назад, когда в 1920 году Гриффитсом А. идея трещин была положена в основу теории хрупкого разрушения. Но по теории А.Гриффитса размер трещин был значительно меньше (около 2-6 нанометров), чем размер трещин, экспериментально наблюдаемых в реально наблюдаемых конструкциях, подверженных разрушению. В параграфе 9.1 освещено экспериментальное исследование некоторых металлов – Al, Ni, Pt, Au, Ag, Cu, Zn, Be, Mo рентгеновским и электронно-микроскопическим методами. Оба метода дают значения длин трещин на уровне сотых (0.08 Ni) и десятых (0.25 Cu) долей микрона, т.е. на один или два порядка превышают значения по А.Гриффитсу (2-6 нм). Однако теория А.Гриффитса давала размер нанотрещин, которые обнаружены совсем недавно. Этот метод основан на фрактолюминесценции, когда в процессе разрушения твердого тела возникает сигнал света (люминесценция) при разрыве атомных связей на поверхности нанотрещин с временным разрешением от 1 до 2 наносекунд (нс). Предложенная нами модель (см. раздел 9.1) позволила согласовать нашу теорию с теорией А.Гриффитса.

Целью настоящего параграфа является кратких обзор трещин в деталях авиационной техники, их обнаружение и их устранение.

Трещины в деталях авиации. Трещины в авиационных конструкциях подробно исследованы в диссертациях [21-26] и теоретически, и экспериментально. Там же приведена обширная библиография по механике трещин. Были исследованы основные закономерности зарождения и залечивания трещин материалов с различной кристаллической структурой [21]. Были исследованы типовые элементы конструкции крыла самолета с поверхностными трещинами (нагруженная болтом проушина, нагруженный силой от ролика направляющий рельс) с целью получения параметрических

зависимостей или уравнений коэффициентов интенсивности напряжений от геометрии детали, размера трещины и условий нагружения [22]. Были сформированы списки качественных и количественных показателей ремонтной технологичности, которые необходимо учитывать при анализе деталей авиационной техники [23]. Были теоретически и экспериментально обоснованы меры коррозионных повреждений, определяющих сопротивление усталости металла с повреждением питтинговой, язвенной, расслаивающей коррозией или с неметаллическим включением на кромке или поверхности элемента авиационных конструкций [24]. Были получены результаты оценок процессов деградации за счет трещин основных характеристик по прочности материалов самолётов после длительной эксплуатации (срок службы 28, 44, 45 и 48 лет) [25]. Близкой к нашей работе является диссертация [26], где рассматриваются покрытия на лопатки первой ступени турбины авиадвигателей. Эти лопатки имеют малый ресурс работы из-за высоких температур и воздействия внешней коррозионной среды. На рисунке 9.14 представлены дефекты рабочих и сопловых лопаток первой ступени турбины авиадвигателей.

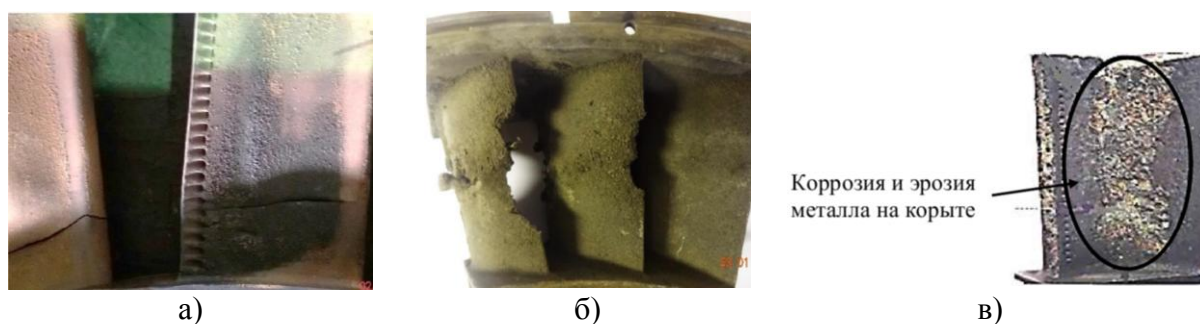


Рисунок 9.14 – Трещины и прогары на профиле рабочих лопаток (а); высокотемпературное окисление и эрозия сопловых лопаток (б); состояние корыта после 11700 часов эксплуатации [26]

Ранее и сегодня, чтобы защитить лопатки ГТД применяют жаростойкие защитные покрытия, которые повреждаются из-за малой жаростойкости, малой антикоррозионной стойкости, неравномерной степени покрытия и т.д. (рисунок 9.15).

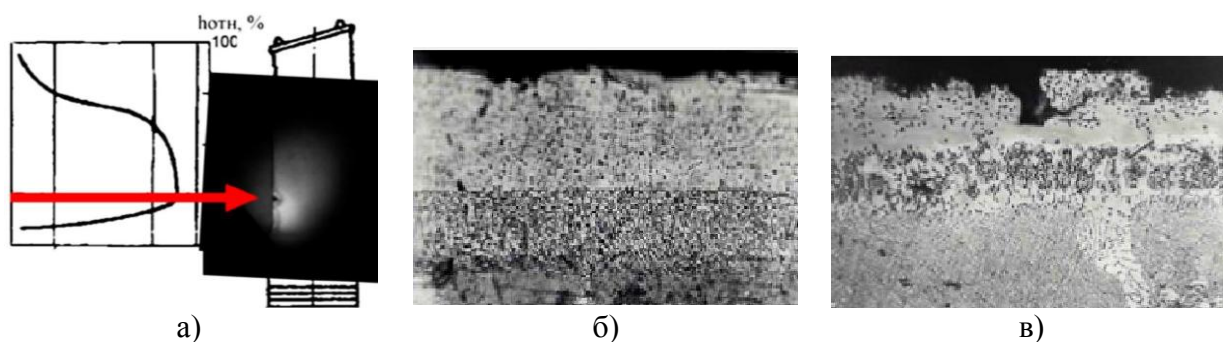


Рисунок 9.15 – Распределение температуры газа по перу лопатки на ГТД (а); микроструктура диффузионного покрытия после наработки 2500 часов на ГТД: б) в зоне торца пера лопатки; в) в зоне максимальной температуры – 2/3 высоты пера лопатки [26]

Жаропрочные покрытия представляют сложную систему, в которой формируется микросостав из химических элементов, представляющих собой либо кристаллическую, либо аморфную структуру. В последние годы в качестве покрытий применяют сплавы, которые формируют наноструктурные покрытия. Факторы, влияющие на технические и

экономические характеристики покрытий, изображены на рисунке 9.16. В течении последних 30-ти лет было получено ряд покрытий, лучшие покрытий Ni-Al и Co-Al, которые получались известными методами.

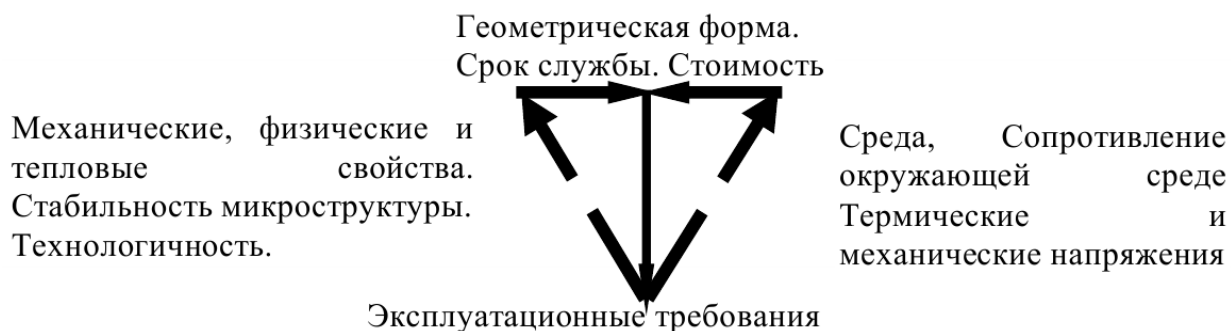


Рисунок 9.16 – Факторы, влияющие на выбор защитных систем [26]

В последнее время, чтобы нанести одно и многокомпонентные жаростойкие алюминидные покрытия: Al, Al+Cr, Al+Si, Ni+Al+Cr, Ni+Al+Cr+Y и других используют различные способы нанесения диффузионных покрытий из порошковых и шликерных смесей, а также конденсатные покрытия из паровой фазы или ионно-плазменных сред. Классификацию высокотемпературных покрытий для ГТД можно составить следующим способом, как показано на рисунке 9.17.



Рисунок 9.17 – Классификация защитных покрытий и методов их нанесения

Абсолютным большинством отказов военных самолетов и вертолетов кроется в нарушении целостности (появление трещин) или в разрушении какого-либо элемента конструкции. В последние годы много исследований посвящено кинетике разрушения (развитию трещин). Это связано с возможностью учета живучести конструкций (функционирование с наличием видимых повреждений). Поэтому, военную авиацию нужно периодически диагностировать на предмет появления микротрещин в деталях авиационных конструкций, особенно это касается лопаток ГТД.

Обнаружение трещин в деталях авиационных конструкций. Для обнаружения трещиноподобных дефектов неразрушающим способом известен ряд методов неразрушающего контроля: ультразвуковой (ГОСТ Р 55809-2013), вихретоковый (ГОСТ Р ИСО 15549-2009), магнитопорошковый (ГОСТ Р 56512-2015), акустико-эмиссионный (ГОСТ Р 52727-2007). Современные портативные дефектоскопы на основе перечисленных

выше методов имеет малую массу, снабжены компьютерными приставками и могут проводить диагностику в полевых условиях, где произведена посадка летательного средства.

Борьба против трещин военной техники при помощи защитных покрытий. Мы проведем аналогию между лопатками первой ступени турбины авиадвигателей (смотри выше) и лопатками для паровой турбины Т - 100/120-130-2 ТМЗ, отличия которых не имеют принципиального значения. На рисунке 9.18 показаны лопатки паровой турбины без покрытия и с покрытием: нитрида титана, полученного ионно-плазменным методом (ИПМ) на установке ННВ-6.6И1; высокоэнтропийные CrNiTiZrCu, полученные методом холодного газодинамического напыления (ХГН) на установке Димет – 425. На рисунке 9.18,а, б представлена лопатка с трещиной, которая была выбрана из 150 штук изготовленных лопаток на турбомеханическом заводе г.Караганды. Лопатки паровой турбины на этом предприятии изготавливаются ответственно, где непрерывно идет контроль их качества, включая и химический состав покрытия.

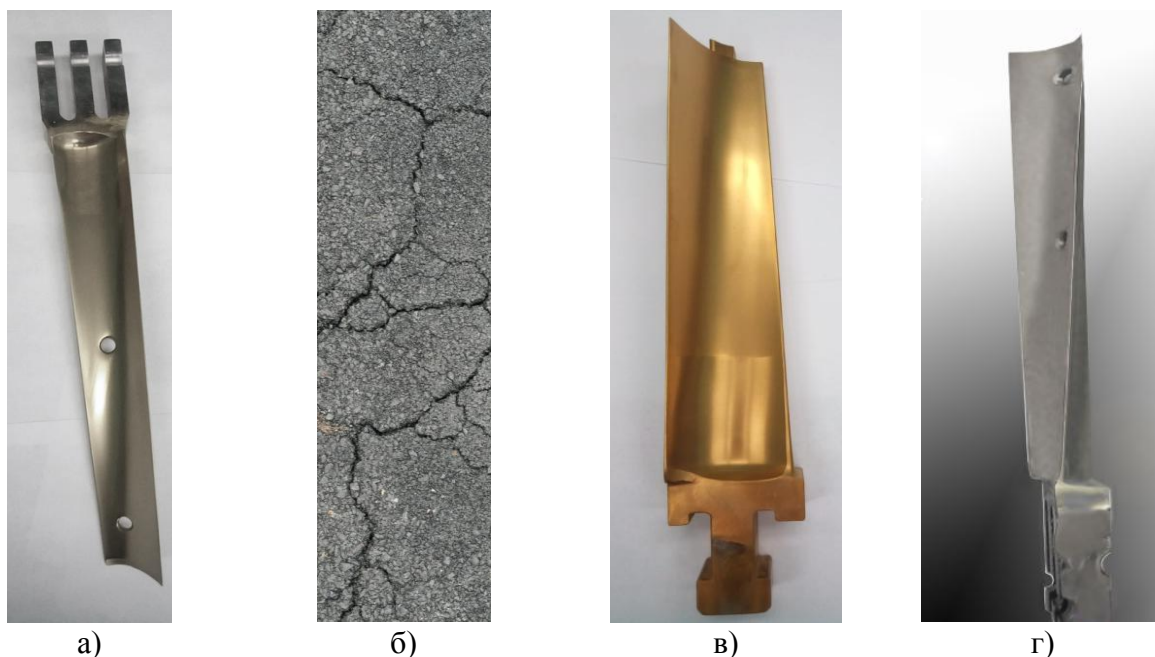


Рисунок 9.18 – Лопатка турбины: без покрытия (а); трещины в лопатке без покрытия (увеличение $\times 400$) (б); нитрид титановое покрытие (в); покрытие CrNiTiZrCu (г)

Микротвердость покрытия CrNiTiZrCu составила 910 HV, что более чем в 3 раза по сравнению исходным образцом стали и в 2 раза по сравнению с нитрид титановым покрытием. Коэффициент трения покрытия CrNiTiZrCu составил $k=0.04$. Износостойкость покрытия, измеренного на приборе калотестер, равна $\sim 3 \cdot 10^{-4}$ г/мин, что отвечает износостойким покрытиям.

Нанесение покрытия CrNiTiZrCu методом ХГН на турбинные лопатки показало увеличение срока службы в четыре раза. Такие характеристики покрытий CrNiTiZrCu скорее всего связаны с соединениями никелидов титана и циркония, которые обладают свойством памяти формы. Эффект использования материалов с памятью формы состоит в следующем: создается активное устройство, которое совершает механическую работу за счет тепла. Такое устройство может служить в качестве турбинной лопатки, которая находится на вращающихся валах. Сплав с памятью в таком устройстве испытывает различные термомеханические нагрузки и может восстанавливаться за счет обратимого мартенситного превращения. Это приводит к снижению коэффициента трения в

турбинной лопатке. Этот эффект может быть использован и в лопатках ГТД.

В процессе эксплуатации деталей военной техники происходит рост усталостных трещин, что приводит к разрушению, в основном, ответственных деталей, особенно лопаток газодинамических двигателей. Чтобы исключить сеть трещин, приводящих к разрушению деталей в авиации, необходимо периодически делать на них защитные покрытия с помощью различных методов, среди которых выделяются методы ХГН, пригодные в полевых условиях.

9.3 Прочность и трещиностойкость деталей военных катеров

Прочность материала – это его свойство сопротивляться возникновению в нем трещин, которые возникают в трех случаях: во-первых, первопричиной образования микротрещин являются напряжения, связанные с образованием поверхностного наноструктурного слоя металлов из-за процессов релаксации или реконструкции поверхности, которые приводят к образованию пор, нормальных и латеральных дислокаций. Их называют природными (или первичными) трещинами. Во-вторых, трещины возникают из-за процесса роста кристаллов из расплава, из раствора или из газовой фазы при изменении температуры, давления, примесей и прочее. Их называют технологическими трещинами. В-третьих, трещины могут возникать при взаимодействии твердого тела с внешней средой. Их называют коррозионной трещиной.

Целью настоящего параграфа является краткий обзор коррозионных трещин в деталях военных катеров, их обнаружение и возможность их устранения.

Трещины военных катеров. По сообщениям СМИ на украинских бронекатерах оказалось большое количество сварочных швов с трещинами, аналогично, специалисты обнаружили трещины в корпусе американских боевых кораблей Littoral Combat Ship (LCS). На рисунке 9.19 показаны бронекатера, обшивка которых изготовлена из особой стали.

Бронекатера строят, в основном, с помощью сварных стальных корпусов. Этот корпус имеет наружную обшивку, верхнюю и нижнюю палубы, продольные и поперечные перегородки, выполненные из листовых элементов и соединенные герметичными сварными швами. На эти швы действуют в морской воде статические, динамические и циклические нагрузки, приводящие к появлению трещин в сварном шве металла.



Рисунок 9.19 – Украинский (слева) и американский (справа) бронекатера.

Классификация дефектов сварных соединений дана в работе [31]: 1) несплошность – обобщенное наименование трещин, отслоений, прожогов, свищей, пор, непроваров и включений; 2) трещина сварочного соединения, трещины бывают продольными, поперечными (рисунок 9.20, 9.21), разветвленными, радиальными, кратерными; трещина – это наиболее опасный и недопустимый дефект, как правило, брак; способ его исправления

– подварка с предварительной разделкой или засверловкой концов трещины.

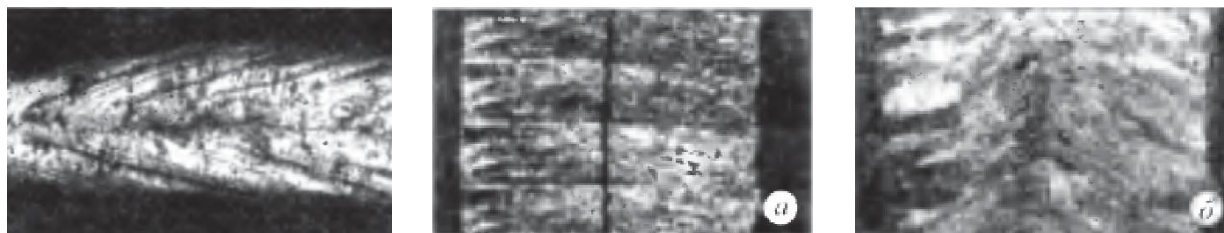
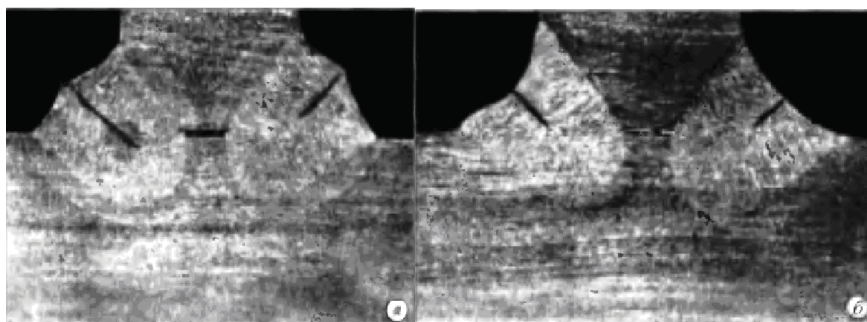


Рисунок 9.20 – Продольные и поперечные трещины (слева); расположение трещин по сечению шва при электрошлаковой сварке:
а – по оси шва; б – между ветвями столбчатых кристаллов [31]



а – трещины, не выходящие на поверхность; б – трещины, выходящие на поверхность шва

Рисунок 9.21 – Расположение трещин по сечению шва (дуговая сварка) [31]

Кроме трещин к дефектам в сварном шве относятся включения, которые бывают шлаковыми, флюсовыми, вольфрамовыми, оксидными (рис. 9.22). К дефектам относятся и флокены – внутренние междендритные локальные участки в сварном шве с повышенным содержанием водорода, обуславливающие повышенную хрупкость разрушения (рисунок 9.23).

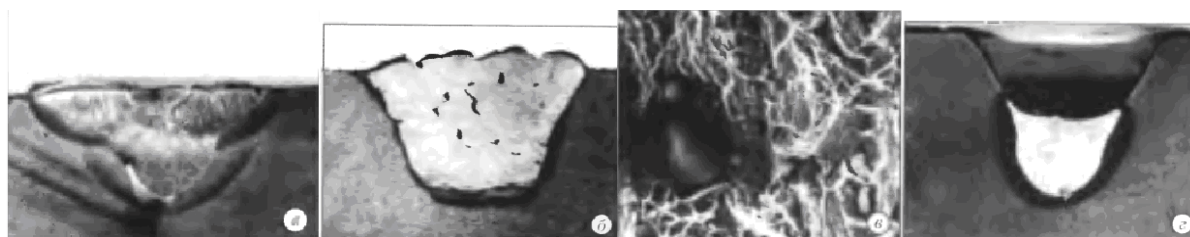


Рисунок 9.22 – Шлаковые включения в сварном шве (сталь): а, б – в многопроходном шве (макроструктура); в – включение округлой формы (излом), РЭМ, x1000; г – в корне однопроходного шва (макроструктура) [31]

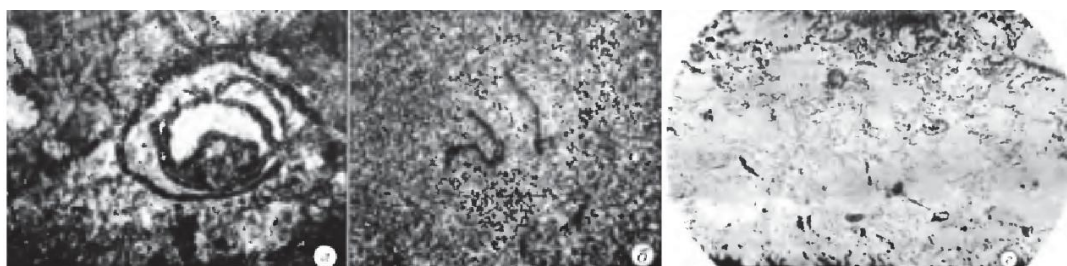


Рисунок 9.23 – Флокены с отпечатками дендритов в литой стали [31]

Последний дефект, который мы отметим – это поры (рисунок 9.24).



Рисунок 9.24 – Поры в сварном шве: а – выходящие на поверхность (внешний вид); б – не выходящие на поверхность (макроструктура); в – свищи (макроструктура) [31]

Перечисленные выше дефекты сварного шва выявляют методом визуального и измерительного контроля по документу «Инструкция по визуальному и измерительному контролю» (РД 033606). Этот контроль выполняется первым среди остальных методов неразрушающего контроля и выполняется на стадии входного контроля основного материала. Для обнаружения трещиноподобных дефектов неразрушающим способом известен ряд методов неразрушающего контроля: ультразвуковой (ГОСТ Р 55809-2013), вихретоковый (ГОСТ Р ИСО 15549-2009), магнитопорошковый (ГОСТ Р 56512-2015), акустико-эмиссионный (ГОСТ Р 52727-2007). Современные портативные дефектоскопы на основе перечисленных выше методов имеет малую массу, снабжены компьютерными приставками и могут проводить диагностику в морских условиях.

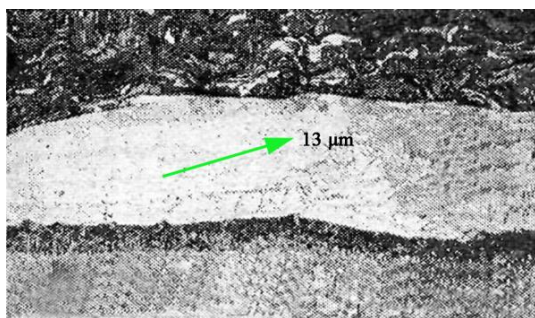
По данным прессы, в 2014 г. на выполнение работ по удалению ржавчины и обработку конструкций ВМС США потратили порядка 3 млрд. долларов – примерно четверть от всех расходов на ремонт боевого и вспомогательного состава флота. Очевидно, что борьба с коррозией составляет существенную часть расходов ВМС ВС РК на обслуживание кораблей. Однако точные цифры такого рода в открытых источниках пока не публиковались. Можно предположить, что доля подобных расходов не слишком отличается от американской практики. Механическая и химическая защита от ржавчины предусматривают нанесение лакокрасочных покрытий или создание оксидных пленок на поверхности металла тем или иным способом. Ржавчина и нанесение лакокрасочных покрытий показано на рисунке 9.25.

Возможность металлических покрытий на бронекатера ВМС ВС РК. Для нанесения антикоррозионных покрытий на сварные швы и металлоконструкции мы разработали технологию осаждения смеси алюминия и цинка на установке Димет-425 методом холодного газодинамического напыления (ХГН) [32]. Суть этой модели такова: удар налетающей частицы о подложку сопровождается двумя процессами. Во-первых, между атомами частицы и самой подложки возникают химические связи, которые заставляют частицу оседать на ее поверхности и далее диффундировать в поверхностный слой. Во-вторых, одновременно часть кинетической энергии налетающей частицы переходит в упругую энергию, которая пытается оторвать частицу от поверхности.

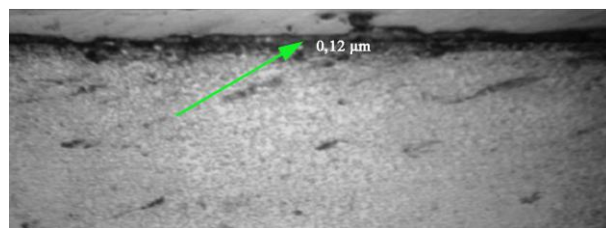


Рисунок 9.25 – Ржавый корабль (а);
нанесение лакокрасочных покрытий на судно (б)

Соотношение между двумя этими процессами определяет статистическую вероятность прилипания к поверхности налетающих частиц. При этом образуется переходной слой между сталью и ХГН-покрытием, измеренном на микроскопе MIRA 3 фирмы TESCAN (рисунок 9.26,а). Здесь же показан переходной слой, полученным ионно-плазменным методом (ИПМ) на установке ННВ-6.6 И1 (рисунок 9.26,б).



а)



б)

Рисунок 9.26 – Переходные слои: ХГН-покрытия (а) и ИПМ-покрытия (б)

Из рисунка 9.26 следует, что переходной слой ХГН-покрытия на два порядка больше переходного слоя ИПМ-покрытия, а значит и адгезия у этого покрытия значительно больше.

На рисунке 9.27 показаны образцы без покрытия из стали 20Х13, ИПМ и ХГН покрытий и сварного шва с ХГН-покрытием.



а)



б)



в)



г)

Рисунок 9.27 – Образцы: без покрытия (а); ИПМ – покрытия (б);
ХГН – покрытия (в); сварной шов с ХГН – покрытием (г)

На рисунке 9.28 показаны звездочки с коррозией и звездочки с ИПМ – и ХГН – покрытий.

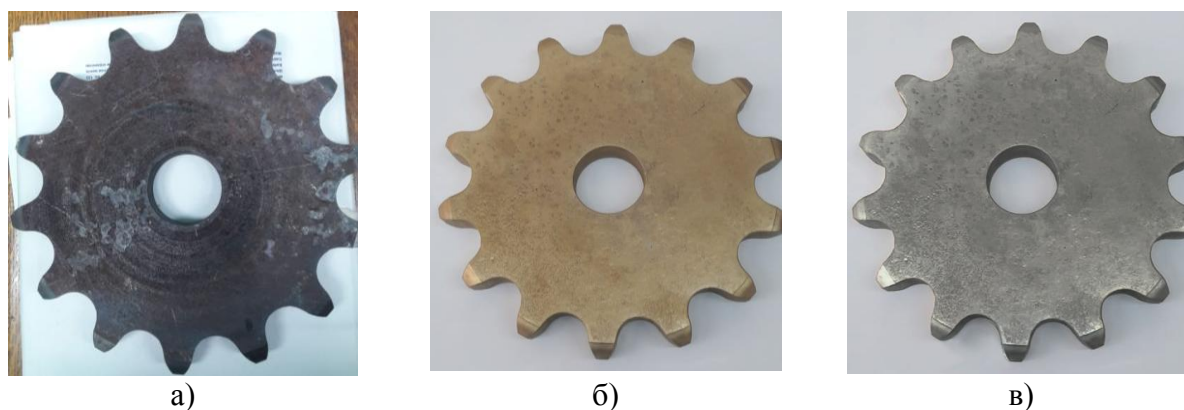


Рисунок 9.28 – Звездочки: с коррозией (а);
ИПМ – покрытие (б); ХГН – покрытие (в)

В наших экспериментах коррозионная стойкость покрытия определялась по ГОСТ 9.908-85 по потере массы покрытия (сплошная коррозия). Для исследованных покрытий получены результаты примерно для обоих типов стали – потеря массы покрытия: образец без покрытия – 56.8 мг; ИПМ – покрытие – 4.8 мг; ХГН – покрытие – 2.7 мг. Видно, что ХГН – покрытие приводит к уменьшению коррозии в 20 раз и увеличивает срок службы деталей в 4 раза. Аналогичному эффекту подвержены детали горношахтного оборудования (ГРШО) (рисунок 9.29), которые в шахтах подвержены коррозии сильнее, чем бронекатера на Каспии.

Таким образом, по всем параметрам ХГН – покрытие превосходит ИПМ – покрытия, тем более что последние наносятся на вакуумной установке ННВ-6.6И1, расположенной стационарно в некотором помещении. А установка Димет-425 может работать в полевых условиях и даже на причале (рисунок 9.30).



Рисунок 9.29 – Детали ГРШО с ИПМ – покрытием и ХГН – покрытием



а)



б)

Рисунок 9.30 – Установка Димет – 425 (а); бронекатер на причале (б)

Таким образом, все военные и гражданские корабли подвержены коррозии и подлежат периодическому ремонту. Сегодня большую часть мирового малотоннажного флота составляют суда, имеющие корпуса из неметаллических композиционных материалов. Однако, детали коленчатых валов среднеоборотных дизелей и подобное, детали вооружений бронекатеров и прочее, изготавливаются из металлов и сплавов, подверженных коррозии. Поэтому вопросу борьбы с коррозионными явлениями будет оставаться по-прежнему актуальной задачей.

9.4 Микротрещины в стали артиллерийского вооружения

Военная техника в Казахстане производится на 31-ом предприятии. По свидетельству МИИР РК техника представлена, в основном, производством и ремонтом артиллерийского, бронетанкового и морского вооружения. Военная техника состоит, в основном, из металлоизделий, которые в полевых условиях приобретают множество дефектов, особенно микротрещин. Металл и его сплавы разрушаются тогда, когда они содержат критическую концентрацию микротрещин в поверхностном слое вещества [33-35] (рисунок 9.31). Этот вопрос находился всегда в зоне пристального внимания.

Для обнаружения трещиноподобных дефектов неразрушающим способом известен ряд методов: ультразвуковой (ГОСТ 558092-2013), вихретоковый (ГОСТ 15549-2009), магнитопорошковый (ГОСТ 565112-2015) и ряд других. Недостаток данных методов заключается в том, что их чувствительность позволяет обнаруживать микротрещины размером от ≈ 1 мм и более, что является уже относительно поздней стадией развития трещины. Известны способы обнаружения микротрещин в металлах рентгеновскими и электронно-микроскопическими методами [36, 37]. Недостаток данных методов заключается в том, что они требуют сверхвысокого вакуума и сложного дорогостоящего оборудования, непригодного для измерений большого числа образцов, характерных для заводских и полевых условий. Известны ряд Патентов по обнаружению микротрещин в сталях [38-40] и ряд других. Недостаток данных методов заключается в том, что они требуют эталонных образцов для каждой детали военной техники, что является довольно затруднительно в обычных условиях. Целью настоящего параграфа является теоретический и экспериментальный метод обнаружения микротрещин в металлоизделиях военной техники.

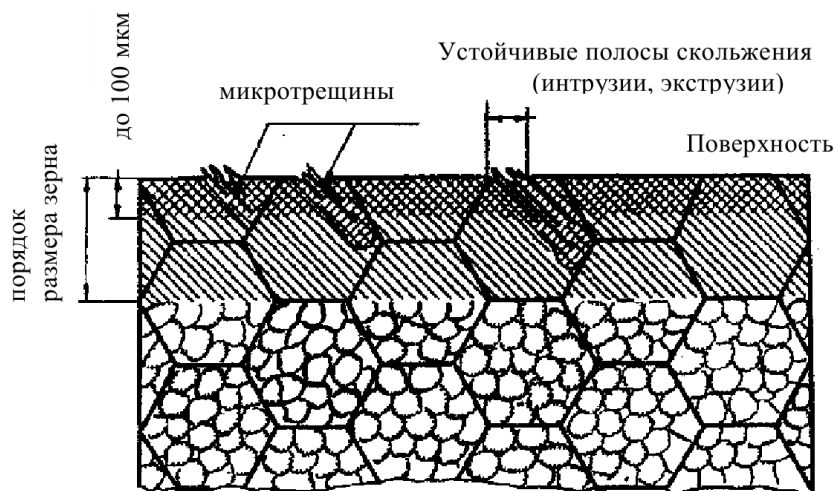


Рисунок 9.31 – Схема изменения структурного состояния приповерхностного слоя на пределе выносливости [35]

Теория обнаружения нано- и мезотрещин в металлах и сплавах при отсутствие внешней деформации. Первичные нанотрещины твердого тела, на наш взгляд, возникают при образовании его поверхности. На поверхности металла или сплава поверхностные атомы оказываются некомпенсированными с атомами, которые находятся в объеме (рисунок 9.32,а) [41]. Поэтому, происходит релаксация поверхностных слоев, причем релаксированная поверхность характеризуется лишь изменением межплоскостных расстояний d_{ij} (рисунок 9.32,б).

Из рисунка 9.32 следует, металл или сплав состоит из поверхностного слоя R(I), который мы назовем фазой γ_1 , и основного вещества, который мы назовем фазой γ_2 (рисунок 9.33,а).

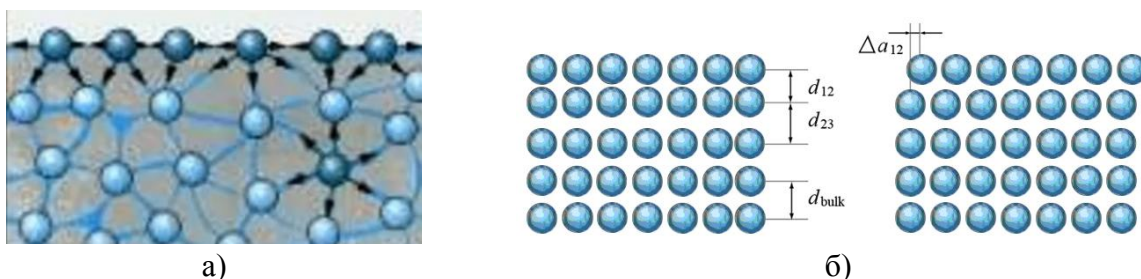


Рисунок 9.32 – Атомы на поверхности и в объеме (а); схематическая иллюстрация нормальной (слева) и латеральной (справа) релаксаций верхнего атомного слоя полубесконечного кристалла [41]

Поверхностный слой R(I), равный длине нанотрещины L_{nm} , дается выражением [42]:

$$L_{nm} = R(I) = 0,17 \cdot 10^{-9} \nu . \quad (9.1)$$

В уравнении (9.1) нужно знать один параметр – молярный объем элемента металла или соединения, который равен $\nu = M/\rho$ (M – молярная масса, ρ – ее плотность).

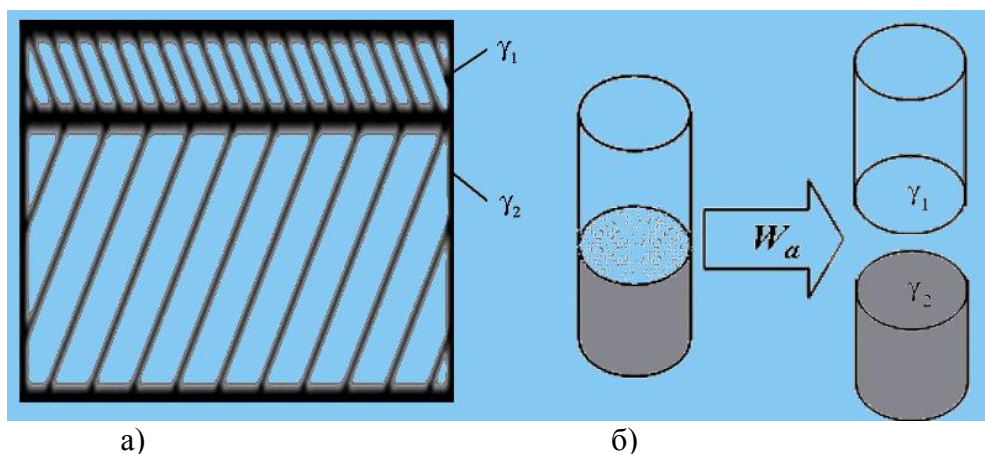


Рисунок 9.33 – Фазы металлов и сплавов (а) и работа адгезии (б)

Длина нанотрещины L_{nm} равна толщине поверхностного слоя металла $R(I)$. Эта длина трещины отражает ту особенность, что она связана не только с геометрией кристаллических решеток, но и физическими свойствами кристаллов, а именно: с типом химической связи (ионная, ковалентная, металлическая и т.д.); пористостью, анизотропией и другими свойствами. Длина мезоскопической трещины $L_{\mu m} = 100L_{nm}$. Отметим еще ряд параметров, которые будут нам необходимы в дальнейшем.

В работе [43] показано, что поверхностная энергия объемного металла γ_2 с точностью до 3% равна:

$$\gamma_2 = 7.8 \cdot 10^{-4} \cdot T_m, \quad (9.2)$$

где T_m – температура плавления металла (K).

В слое $R(I)$ нужно учесть размерный эффект и поверхностная энергия слоя $R(I)$ становится равной γ_1 [44]:

$$\gamma_1 = \gamma_2 (1 - R(I) / R(I) + h) \approx 0,3\gamma_2, \quad (9.3)$$

Уравнение (9.3) показывает, что поверхностная энергия слоя $R(I)$ в три раза меньше поверхностной энергии основного кристалла. Чтобы разделить слой $R(I)$ от остального кристалла, нужно затратить энергию, которая называется энергией адгезии (рисунок 9.35) [45]:

$$W_a = \gamma_1 + \gamma_2 - \gamma_{12} \approx \gamma_1 + \gamma_2 = 1,3\gamma_2, \quad (9.4)$$

где γ_{12} – поверхностная энергия на границе раздела фаз, которая пренебрежимо мала, в силу фазового перехода II рода [46].

Внутренние напряжения σ_{is} между фазами γ_1 и γ_2 можно просчитать по формуле [45]:

$$\sigma_{is} = \sqrt{W_a \cdot E / R(I)}, \quad (9.5)$$

где E – модуль упругости Юнга.

Для твердых растворов примем следующие соотношения:

$$T_m = \sum_{i=1}^n c_i (T_m)_i, \quad M = \sum_{i=1}^n c_i (M)_i, \quad \rho = \sum_{i=1}^n c_i (\rho)_i. \quad (9.6)$$

Для артиллерийских стволов и снарядов выберем три химических состава стали – 30ХМА, 30Х2Н2ВФА и 33ХН3МА (табл. 9.1) [47].

Таблица 9.1 – Химический состав артиллерийских стволов, ат.%. [47]

Химические элементы	Обозначение марок стали		
	30ХМА	30Х2Н2ВФА	33ХН3МА
Fe	97.77...97.42	94.82...92.95	95.5...93.2
C	0.25...0.33	0.27...0.34	0.27...0.37
Si	0.17...0.37	0.17...0.37	0.17...0.37
Mn	0.40...0.07	0.30...0.60	0.50...0.80
Cr	0.80...1.10	1.60...2.00	0.80...1.10
Ni	≤ 0.4	1.40...1.80	2.50...3.8
W	-	1.20...1.60	-
V	-	0.18...0.28	-
Mo	0.15...0.25	-	0.20...0.30

По формулам (9.1)-(9.6) рассчитаем указанные величины и представим их в таблице 9.2.

Таблица 9.2 – Физические параметры поверхности сталей

Сталь, сплав	$L_{nm} = R(I)$, нм	$L_{\mu m} = R(I)$, нм	γ_1 , Дж/м ²	W_a , Дж/м ²	E , ГПа	σ_{is} , МПа
33ХН3МА	1.14	114	0.435	1.713	207	17635
30Х2Н2ВФА	1.18	118	0.444	1.750	216	17889
30ХМА	1.20	120	0.419	1.688	209	14146
Fe	1.21	121	0.471	1.884	211	18125

Для разрушения твердого тела были разработаны силовые, деформационные и энергетические критерии разрушения. Между ними имеется следующая связь [48]:

$$\frac{K_{IC}^2(1-\mu^2)}{E} = 2\delta_{IC}\sigma_B = G_{IC} = J_{IC} = 2\gamma = W_a, \quad (9.7)$$

где K_{IC} – критический коэффициент интенсивности напряжений, силовой критерий разрушения; E – модуль упругости; μ – коэффициент Пуассона; δ_{IC} – критическое раскрытие в вершине трещины, деформационный критерий разрушения; σ_B – предел прочности; G_{IC} – критическая интенсивность освобождающейся энергии, энергетический критерий разрушения; J_{IC} – критический джей–интеграл, энергетический критерий разрушения; γ – поверхностная энергия, W_a – энергия адгезии.

При этом:

$$K_{IC} = \sqrt{EJ_{IC}}. \quad (9.8)$$

В случае пластины с трещиной L_C :

$$K_{IC} = \sigma_{is}\sqrt{L_C}, \quad \delta_{IC} = K_{IC}^2 / \sigma_{is} \cdot E. \quad (9.9)$$

Сделаем оценку уравнениям (9.7), (9.8) и (9.9) для стали 33ХНЗМА:

$$G_{Ic} = J_{Ic} = W_a = 1.713 \text{ Дж/м}^2 \text{ (таблица 9.1);}$$

$$K_{Ic} = 19 \cdot 10^3 \text{ Па} \cdot \text{м}^{1/2}, (K_{Ic})^2 = 361 \cdot 10^9 \text{ (Па)}^2 \cdot \text{м}, (1-\mu^2) = 0.91;$$

$$\sigma_{is} = 17635 \cdot 10^6 \text{ Па}, (\sigma_{is})^2 = 310 \cdot 10^{18} \text{ (Па)}^2 \text{ (таблица 9.1);}$$

$$L_c = (K_{Ic})^2 / (\sigma_{is})^2 = 1.16 \cdot 10^{-9} \text{ м} = 1.16 \text{ нм (таблица 9.1 – } L_c = 1.14 \text{ нм);}$$

$$\delta_{Ic} = 0.099 \cdot 10^{-9} \text{ м} \approx 10^{-10} \text{ м} = 1 \text{ \AA}.$$

Сравнение показывает в пользу нашей модели – формула (9.1).

По данным работы [49] критическая длина трещин большинства металлов и сплавов лежит в пределах 30-50 микрон, что намного больше нашего $L_{\mu\text{м}} \approx 0.2$ микрона. Это связано с тем, что в нашем образце внутренние напряжения возникают при релаксации поверхности. В изделиях военной техники возникают напряжения, приводящие к росту мезотрещин в 100 раз. Это приводит нас к выводу, что критическую длину трещин в металлах и сплавах нужно определять по формуле:

$$L_c = 0.17 \cdot 10^{-5} \nu = 0.1710^{-5} \cdot M / \rho. \quad (9.10)$$

Таким образом, чтобы найти теоретически критическую длину трещин в металлах и сплавах нужно знать ее химический состав и формулу (9.10).

Теория обнаружения нано- и мезотрещин в металлах и сплавах при наличие внешней деформации

На рисунке 9.34 показана кинетическая диаграмма усталостного разрушения артиллерийских стволов и снарядов. При этом начальный (переходной) и последний участок представляют собой линейную функцию.

Из рисунка 9.34 следует, что диаграмма разрушения представляет S-образную кривую, характерную для кривой из теории катастроф [51]. Чтобы описать S-образную кривую нужно рассмотреть три объекта: 1) цель функционирования; 2) две координаты процесса; 3) управляющие параметры.

В нашем рассмотрении цель функционирования – разрушение твердого тела (стали на рисунке 9.34), а координатой процесса разрушения возьмем скорость движения трещины $L_{\mu\text{м}}$, обусловленной образованием N элементарных очагов разрушения, пропорциональное числу трещин.

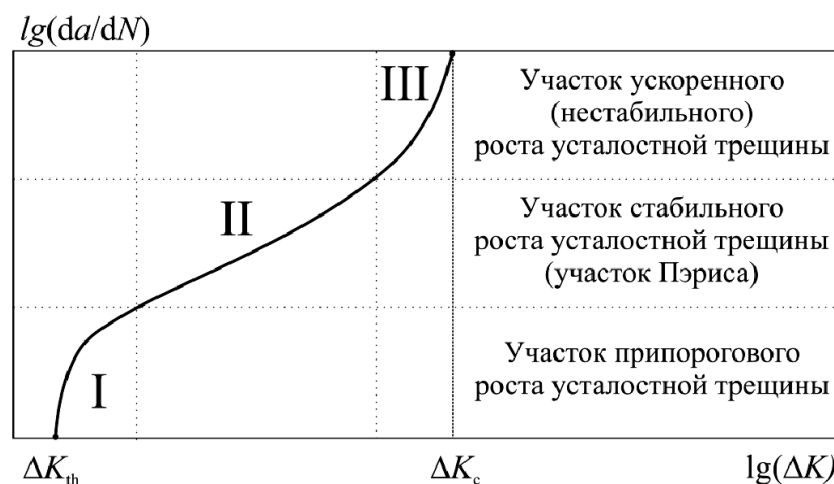


Рисунок 9.34 – Кинетическая диаграмма усталостного разрушения артиллерийских стволов и снарядов [50]

В качестве управляющих параметров возьмем плотность ρ и $G/F(I)$, где G – модуль

сдвига и $F(I)$ – барьер Пайерлса-Набарро твердого тела. Для одной координаты $L(N)$ и двух управляющих параметров в теории катастроф имеется только одна каноническая зависимость для записи зависимости функции цели [52]:

$$L(N) = 0.25N^4 - 0.5\rho N^2 - G/F(I) \cdot N. \quad (9.11)$$

Катастрофа, имеющая такую потенциальную функцию $L(N)$, называется катастрофой типа «сборки» Уитни [52]. Уравнение (9.11) задает статическую модель разрушения твердого тела. Для получения динамической модели будем считать трещину градиентной системой. Это означает, что потенциальная функция $L(N)$ стремится к экстремуму. Градиент функции $L(N)$ равен:

$$\frac{dL(N)}{dt} = \frac{\partial L(N)}{\partial N} = N^3 - \rho N - G/F(I) = 0. \quad (9.12)$$

В механике такое уравнение характерно для движения в среде вязкого трения (внутреннее трение в твердом теле). В этом случае процесс перехода из одного состояния в другое получается плавным, похожим на S-образную кривую (рисунок 9.34). Расчет уравнения (9.12) по формуле Кардана дал для числа трещин в стали N приведен в таблице 9.2. Число $N \approx 1.5 \cdot 10^7$ для исследуемых сталей и характерно для мезоскопии (смотри выше). Средняя часть II кривой на рисунке 9.36 впервые описал Перис [53]:

$$\frac{dL(N)}{dt} = C(\Delta K)^4, \quad (9.13)$$

где K – коэффициент интенсивности напряжений за цикл; C – постоянная материала. Оба эти значения нужно определять экспериментально.

Сравнение выражений (9.13) и (9.11), (9.12) показывает, что наши уравнения можно решить аналитически, используя параметр $G/F(I)$ из справочника для большинства твердых тел, а уравнение Периса содержит два неизвестных параметра и определяется только экспериментально.

Число трещин в наноструктуре I равно 10^5 , в области мезоскопии II равно 10^7 и в области предразрушения III около 10^9 (рисунок 9.35).

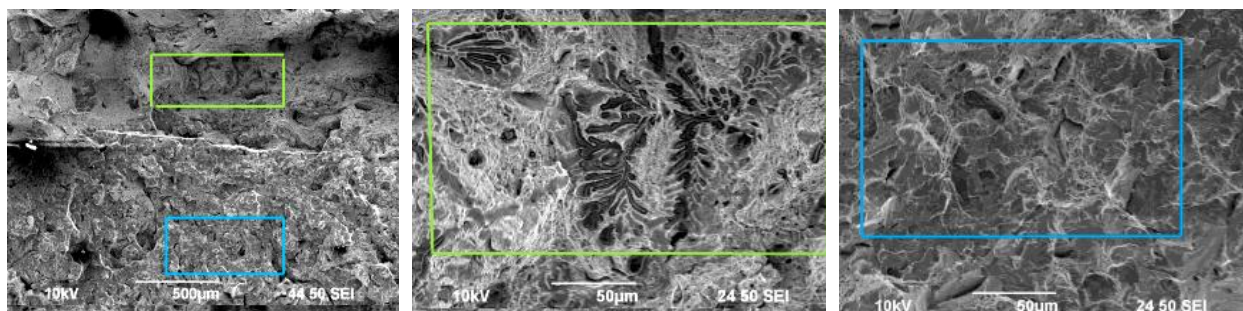


Рисунок 9.35 – Поэтапное исследование фрактограммы ударного излома стали в зонах зарождения и распространения трещины при постепенном росте увеличения [54]

Сколько выстрелов в среднем можно осуществить из перечисленных выше сталей? Можно воспользоваться уравнением (9.12), а в качестве управляющих параметров возьмем плотность ρ и G , где G – модуль сдвига. Тогда получим для стали 30ХМА $G=84 \cdot 10^9$ Па, $N_v=(G)^{1/3}=(84)^{1/3} \cdot 10^3=4.4 \cdot 10^3 \approx 5000$ выстрелов.

При стрельбе из ствола, выдержавшего 5000 выстрелов, можно услышать посторонние шумы от снаряда и отклонение его от дальности и в боковом направлении.

Это означает, что наши исследования показывают о том, что число трещин или плотность дислокаций в исследуемых сталях не должно превышать $\approx 10^9 \text{ м}^{-2}$. Значит, к выбору стали для артиллерийских стволов и снарядов нужно относиться очень внимательно.

Экспериментальные и теоретические исследования показали [55, 56], что износ артиллерийских стволов обусловлен тремя действиями пороховых газов на сталь – термическим, механическим и химическим.

9.5 Влияние внешней среды на микротрещины деталей военной техники

Влияние внешней среды на детали военной техники обуславливается, в основном, процессом коррозии. Несмотря на множество процессов, которые протекают при коррозии (атмосферная, подземная, морская, биохимическая, межкристаллитная, питтинговая, контактная, щелевая, газовая, химическая и ряд других), исследования, связанные с ней, продолжаются и в нашем столетии. Это обусловлено тем, что коррозия начинается с поверхностного слоя, свойства которого отличны от свойств остального объема твердого тела. Поверхностный слой металла, из которого состоят большинство деталей военной техники, содержит трещины размером долей микрона, которые обнаружены рентгеновскими и электронно-микроскопическими методами. Именно по этим трещинам происходит взаимодействие с внешней средой, приводящее к коррозии. Эти трещины мы назовем мезотрещины, учитывая их размер.

Целью настоящего параграфа является: как ведет себя первичная нанотрещина после ее зарождения и ее эволюция в металлических деталях военной техники во внешней среде.

По формулам (9.1)-(9.5) рассчитаем указанные величины и представим их в таблице 9.3.

Таблица 9.3 – Физические параметры металлов Fe, Al и Ti

Элемент	$L_{nm}=R(I)$, нм	$L_{\mu m}$, нм	γ_1 , Дж/м ²	W_a , Дж/м ²	E, ГПа	σ_{is} , МПа
Fe	1.21	121	0.471	1.884	211	18125
Al	1.70	170	0.243	0.971	70	6325
Ti	1.79	179	0.505	2.021	116	11446

Из таблицы 9.3 следует, что поверхностный слой представляет собой наноструктуру, где $R(I) \approx 2$ нм и длина первичной нанотрещины тоже равна $L_{nm} \approx 2$ нм.

Мезотрещина в поверхностном слое металла. Из предыдущего следует, что по формуле (9.1) вычисляется длина нанотрещин в слое $R(I)$, которые прорастают в металле через ≈ 50 -100 нс до размеров более $100R(I)$, причем наблюдается разброс по длинам нанотрещин. Обсудим этот вопрос подробнее, используя таблицу 9.3. По Гриффитсу предельная скорость распространения трещины равна:

$$V_c = \beta \cdot V_0 \cdot (1 - \gamma_1 / W_a)^{1/2} \quad (9.14)$$

и составляет около 1/3 скорости звука V_0 в материале.

Для железа (основа большинства сталей) длина нанотрещины при 2 наносекунд $L_{nm}=1.21$ нм, а длина микротрещины, измеренная электронно-микроскопическим методом, $L_{\mu m}=0,2$ мкм, тогда $L_{\mu m}/L_{nm}=0.2 \cdot 10^{-6}/1.2 \cdot 10^{-9} = 1.7 \cdot 10^2$, а скорость звука у железа $V_{Fe}=5120$ м/с и $1/3 V_{Fe}=1,7 \cdot 10^2$. Оба значения совпадают. Это значит, чтобы получить длину нанотрещин стали (и любых твердых тел) в стационарном режиме без приложенного внешнего напряжения необходимо значения из таблицы 1 для L_{nm} умножить на 100. Иными словами, формула (9.1) приобретает вид:

$$L_{\mu\text{m}} = 0.17 \cdot 10^{-7} \nu . \quad (9.15)$$

В случае пластины с трещиной L_C :

$$K_{IC} = \sigma_{is} \sqrt{L_C}, \quad \delta_{IC} = K_{IC}^2 / \sigma_{is} \cdot E. \quad (9.16)$$

Сделаем оценку для железа: $G_{IC}=J_{IC}=W_a=1.884$ Дж/м² (таблица 1); $K_{IC}=19 \cdot 10^3$ Па·м^{1/2}, $(K_{IC})^2=361 \cdot 10^9$ (Па)²·м, $(1-\mu^2)=0.91$; $\sigma_{is}=18125 \cdot 10^6$ Па, $(\sigma_{is})^2=324 \cdot 10^{18}$ (Па)² (таблица 1); $L_C=(K_{IC})^2/(\sigma_{is})^2=1.24 \cdot 10^{-9}$ м=1.24 нм (таблица 1 – $L_{nm}=1.21$ нм); $\delta_{IC} = 0.099 \cdot 10^{-9}$ м $\approx 10^{-10}$ м = 1 Å. Сравнение показывает в пользу нашей модели — формула (9.15). Критическая длина трещин большинства металлов и сплавов лежит в пределах 30-50 микрон, что намного больше нашего $L_{\mu\text{m}} \approx 0.2$ микрона. Это связано с тем, что в нашем образце внутренние напряжения возникают при релаксации поверхности. В изделиях военной техники возникают напряжения, приводящие к росту мезотрещин в 100 раз. Это приводит нас к выводу, что критическую длину трещин в металлах и сплавах нужно определять по формуле:

$$L_C = 0.17 \cdot 10^{-5} \nu = 0.1710^{-5} \cdot M/\rho. \quad (9.17)$$

Таким образом, чтобы найти теоретически критическую длину трещин в металлах и сплавах нужно знать ее химический состав и формулу (9.17).

Эксперимент с металлами Fe, Al, Ti. Разработанный авторами переносной комплекс измерения контактной разности потенциалов (КРП) на основе портативного цифрового осциллографа позволяет выполнять в непрерывном режиме неразрушающий контроль поверхности и длины трещин металлических деталей в процессе их производства, эксплуатации или ремонта. Нами были выбраны образцы железа, алюминия и титана, прослужившие определенный срок и имеющие определенную концентрацию микротрещин. Изменение сигнала КРП служит откликом на изменение концентрации или длины микротрещин.

На рисунке 9.36 представлены зависимости КРП U образцов из Al, Ti, Fe от температуры t при прочих равных условиях: при давлении 997 ± 10 гПа и относительной влажности воздуха $34 \pm 2\%$. Графики, представленные на рис. 9.36, построены методом наименьших квадратов по 14 значениям КРП, измеренной при температуре воздуха от 14 до 29°C.

На рисунке 9.36 также представлены формулы, описывающая данную зависимость $U(t)$ для Al, Ti и Fe, а также значение коэффициента детерминации R^2 . Уменьшение КРП U при увеличении температуры окружающей среды t может быть объяснимо увеличением диэлектрической постоянной ϵ с увеличением температуры. Как видно из рисунка 9.36 между КРП U и температурой окружающей среды t имеется корреляция – высокая для Fe и Ti, и средняя для Al.

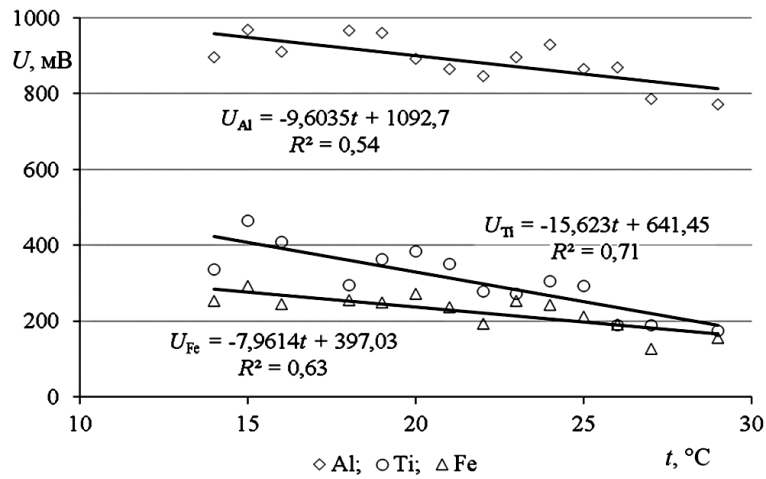


Рисунок 9.36 – Зависимость КРП от температуры

Увеличение температуры окружающего воздуха приводит к следующему: во-первых, с ростом температуры увеличивается плотность металла, а вместе с ней увеличивается длина микротрещины; во-вторых, с ростом температуры увеличивается скорость химической реакции металла с кислородом окружающей среды.

На рисунке 9.37 представлены зависимости КРП U для образцов из Al, Ti и Fe от давления воздуха p при прочих равных условиях: при температуре воздуха $23 \pm 2^\circ\text{C}$ и его влажности $34 \pm 2\%$. Графики, представленные на рисунке 9.37, построены методом наименьших квадратов по 39 значениям КРП, измеренным при атмосферном давлении от 963 до 1013 гПа.

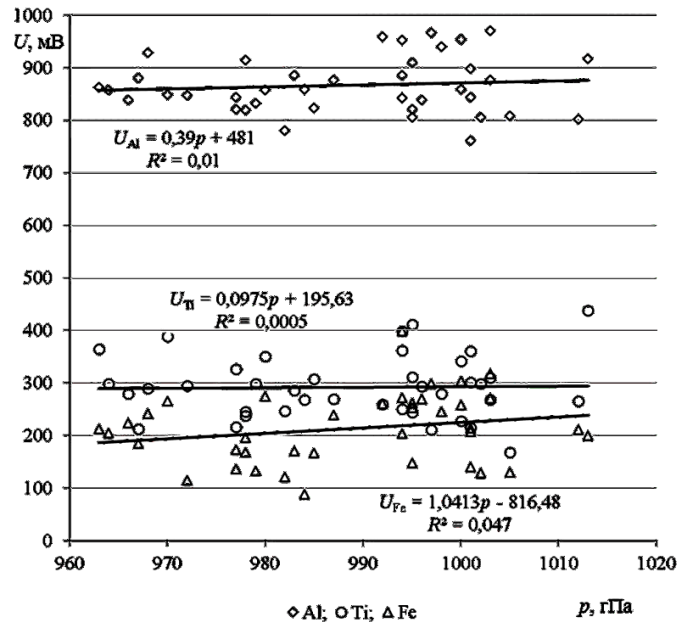


Рисунок 9.37 – Зависимость КРП U от давления воздуха p

Также на рисунке 9.37 представлены формулы, описывающие зависимости $U(p)$ и коэффициенты детерминации R^2 . Из рисунка 9.37 видно, что имеет место незначительное увеличение КРП U при увеличении атмосферного давления p , однако корреляция между ними мала. При нормальных атмосферных условиях влиянием на КРП атмосферного давления, по всей видимости, можно пренебречь. Однако необходимо отметить, что при

измерении КРП при экстремально низком атмосферном давлении, например, на большой высоте, КРП может уменьшаться более интенсивно. И тем более фактор влияния на КРП давления воздуха необходимо учитывать при проведении измерений КРП при искусственно сниженном (к примеру, в вакууме) или, напротив, при повышенном (например, при нагнетании воздуха) атмосферном давлении.

На рисунке 9.38 представлены результаты анализа 69 сеансов исследований зависимости КРП U от относительной влажности воздуха χ при прочих равных условиях: при температуре воздуха $23 \pm 2^\circ\text{C}$ и атмосферном давлении 997 ± 10 гПа. Также на рисунке 9.38 представлены формулы, описывающие зависимости $U(\chi)$, и коэффициенты детерминации R^2 , характеризующие взаимосвязь КРП и влажности воздуха.

Из рисунка 9.38 видно неоднозначную зависимость КРП U различных металлов от относительной влажности χ – прямую для Al и обратную для Fe с низкими коэффициентами детерминации R^2 . На КРП образцов из Ti изменение влажности воздуха χ влияния практически не оказывало ($R^2 \approx 0$). Различие зависимостей КРП от относительной влажности воздуха – прямой для Al и обратной для Fe, может объясняться различными адсорбционными процессами на их поверхности при взаимодействии с водой. Для образцов из Al это взаимодействие акцепторное (приводит к уменьшению КРП), а для образцов из Fe – носит донорный характер, в итоге приводящее к незначительному увеличению КРП.

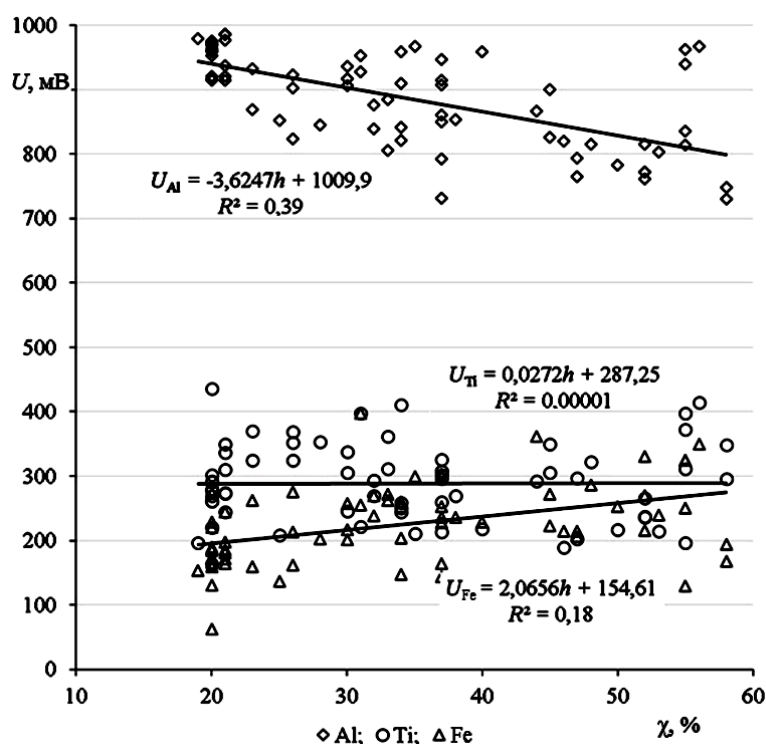


Рисунок 9.38 – Зависимость КРП U от относительной влажности воздуха χ

Однако необходимо отметить, что измерения КРП проходили в относительно сухой воздушной атмосфере и можно предположить, что более высокая влажность воздуха может оказывать большее влияние на КРП. Итак, давление и влажность воздуха при нормальных атмосферных условиях не оказывают существенного влияния на величину КРП, в отличие от температуры, которая несколько изменяет относительную диэлектрическую проницаемость ϵ . Нами проводились измерения КРП в искусственно увлажненной атмосфере. При измерениях КРП при относительной влажности воздуха более 80% СКО σ КРП резко увеличивалась. Достоверность измерений КРП снижалась.

В параграфе показано [57-60], что трещины в металлах и других конструкционных материалах военной техники, впрочем, как и любого другого назначения, нужно исследовать в масштабной последовательности – первичные нанотрещины L_{nm} → мезотрещины $L_{\mu m}$ → макротрещины L_c . Только в такой последовательности можно узнать о необходимых мерах по условиям эксплуатации, хранения и ремонте деталей боевой техники, будь то танки, артиллерия или самолеты.

9.6 Адгезионная прочность покрытий деталей военной техники, полученных методом ХГН

Когда на металлическую подложку направляется сверхзвуковой двухфазный поток, то можно наблюдать три процесса, которые могут осуществляться как раздельно, так и одновременно в различных пропорциях:

- 1) когда твердые частицы потока отражаются от металлической подложки с изменением структуры ударной волны;
- 2) когда твердые частицы потока разрушают полностью или частично металлическую подложку, приводя ее к эрозионному износу;
- 3) когда твердые частицы потока напыляются на подложку, приводя ее к режиму холодного газодинамического напыления (ХГН).

Мы рассмотрим метод ХГН [61]. Кинетика формирования покрытий в методе ХГН зависит от размера и скорости осаждаемых частиц, от их температуры при движении в сверхзвуковом потоке, от наличия газа (гелий или азот) в потоке. Этим определяющим факторам уделяется повышенное внимание [62, 63]. Однако свойства напыляемого вещества исследуются только с технологических параметров, а именно, с величины износа, коррозионной стойкости и других. Приповерхностный слой, с которого и начинается весь процесс напыления (включая и ХГН), исследуется не совсем полно и недостаточно [64]. Это связано с тем, что не учитывается структура поверхностного слоя металла, на который наносится напыление; не учитывается система первоначальных нанотрещин, по которым, в основном, и происходит проникновение частиц в напыляемое вещество. Именно этим аспектам посвящена наша статья, особенно к деталям военной техники.

Сначала мы рассмотрим, какие частицы и какого размера будут использованы для нанесения ХГН-покрытий. Затем мы рассмотрим, какие детали военной техники будут использованы для нанесения ХГН-покрытий. Далее, мы предложим модель, по которой можно будет определять адгезионную прочность ХГН-покрытий, которая определяет, в конечном итоге, износостойкость деталей.

Материалом исследования служили порошки из проволок диаметром 1.6 мм стали 65X8T2Ю (химический состав которых показан в табл. 9.4). Размер частиц равен 40-50 мкм.

Таблица 9.4 – Химический состав стали 65X8T2Ю

Сталь	Содержание элементов в стали, %							
	C	Cr	Ti	B	Al	Cu	S	Fe
65X8T2Ю	0.62	5.49	1.81	-	1.14	-	0.014	90.9

Также для эксперимента готовилась смесь из металлов Fe, Cr, Ti, Al, C подобного химического состава, на шаровой мельнице (рисунок 9.39) с размерами 5, 10, 20 и 30 мкм.

Гранулометрический анализ образцов металлических частиц определялся на седиментографе SKC-200S. На рисунке 9.40, а, б показано, как расстояние от сопла горелки до напыляемого образца влияет на температуру и скорость частиц при движении в потоке.

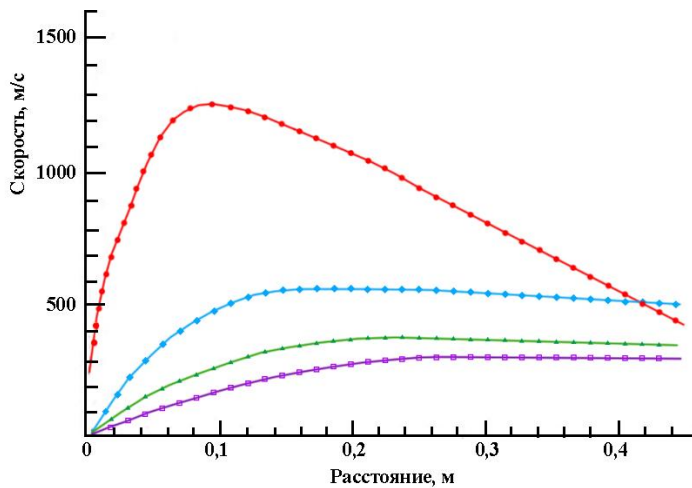


а)

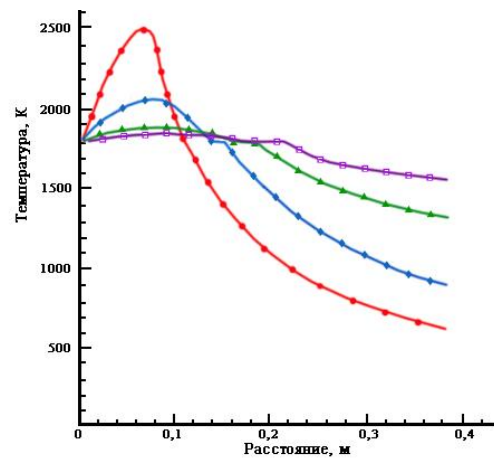


б)

Рисунок 9.39 – Шаровая мельница (а); частицы чистых металлов (б)



а)



б)

Рисунок 9.40 – Изменение скорости частиц (а), изменение температуры частиц (б) при движении в потоке

Зависимость скорости частиц от их диаметра показано на рисунке 9.41,а, а микроструктура слоев напыления представлена на рисунке 9.41,б.

Детали и образцы для напыления. Ремонт автомобильной и легкой бронетехники осуществляют на авторемонтных заводах Ерейментау, Алматы, Семей и Петропавловска. Для восстановления изношенных деталей технологическими параметрами являются наплавка и напыление (включая ХГН) металлопокрытий. Восстановление деталей военной техники можно разделить на три составляющие группы:

- детали, у которых изношена поверхность;
- детали, у которых нужно восстанавливать механические и боевые повреждения;
- детали, у которых обнаружены коррозионные повреждения.

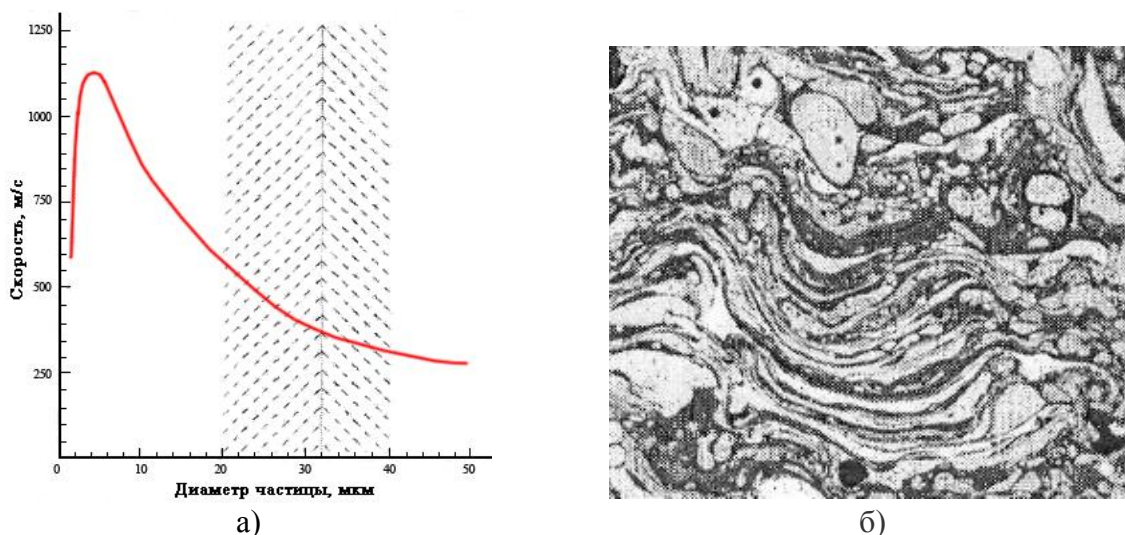


Рисунок 9.41 – Зависимость скорости частиц от их диаметра (а);
микроструктура слоев напыления (б)

Среди используемых металлов применяются такие марки: алюминиевые сплавы (шатунные вкладыши), сталь 45 (шестерни коробок передач), стали 40 Л, 45Л (передний ведущий мост), а также стали 20ХН2М, 15ХГН2ТА, 20ХГРА, 18ХГТА и ковкие чугуны КЧ 35-10, КЧ 35-12, КЧ 35-13 (картеры главных передач, балки ведущих мостов) и т.д. Мы, в качестве примера, рассмотрим шестерни коробок передач из стали 45 (рисунок 9.42).

По формулам (9.1)-(9.6) рассчитаем указанные величины табл. 9.5. Осаждение ХГН-покрытий происходило с образцами из стали 45 (рисунок 9.43,а) по диффузионной схеме (9.43,б).

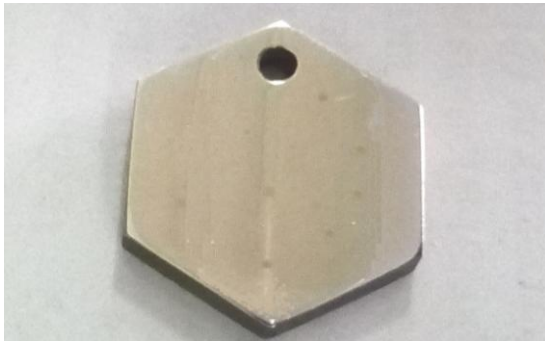
При этом образуется переходной слой между сталью и ХГН-покрытием, измеренном на торце образца на электронном микроскопе MIRA 3 фирмы TESCAN (рисунок 9.44,а). Здесь же показан переходной слой между сталью и покрытием, полученным ионно-плазменным методом (ИПМ) на установке ННВ-6.6 И1 (рисунок 9.44,б).



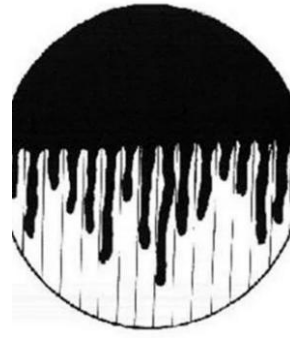
Рисунок 9.42 – Шестерня, подвергнутая коррозии (а);
шестерня с ХГН-покрытием (б)

Таблица 9.5 – Физические параметры стали 45 и железа

Сталь, сплав	$L_{nm} = R(I)$, нм	L_c , мкм	γ_1 , Дж/м ²	W_a , Дж/м ²	E , ГПа	σ_{is} , МПа
45	1.20	12.0	0.462	1.849	207	17861
Fe	1.21	12.1	0.471	1.884	211	18125

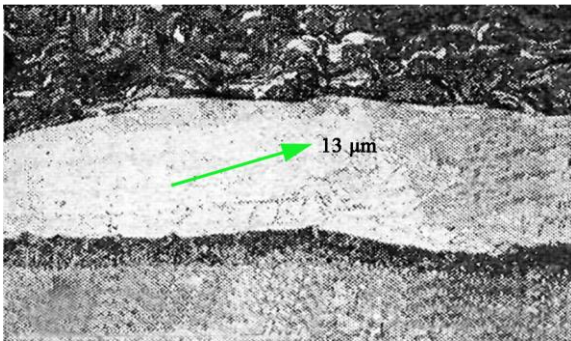


а)

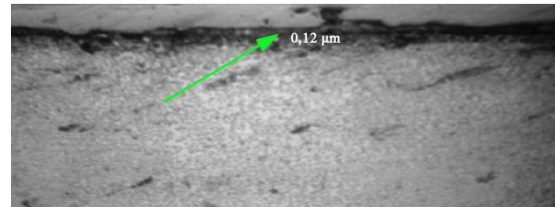


б)

Рисунок 9.43 – Образец с ХГН-покрытием (а); диффузия по сетки микротрещин (б)



а)



б)

Рисунок 9.44 – Переходные слои: ХГН-покрытия (а) и ИПМ-покрытия (б)

Из рисунка 9.44 следует, что переходной слой ХГН-покрытия на два порядка больше переходного слоя ИПМ-покрытия. Это означает рост первичных нанотрещин по закону:

$$L_{nm} \rightarrow L_{\mu m} \rightarrow L_c = 0.17 \cdot 10^{-5} M/\rho.$$

Чтобы просчитать внутренние напряжения переходного слоя (пс) по формуле (9.5) нам нужно: $W_{пс} = \gamma_{ХГН} + \gamma_{ст} - \gamma_{пс} \approx 2/3(\gamma_{ХГН} + \gamma_{ст})$; $1/E_{пс} = 1/E_{ХГН} + 1/E_{ст}$; $L_c = 12$ мкм. Все расчеты приведены в таблице 9.6.

Таблица 9.6 – Физические параметры переходного слоя

Параметры	$\gamma_{ХГН}$, Дж/м ²	$\gamma_{ст}$, Дж/м ²	$W_{пс}$, Дж/м ²	$E_{пс}$, ГПа	$\sigma_{пс}$, МПа
переходной слой	1.397	1.386	1.855	209	179

Из таблицы 9.6 из значения $\sigma_{пс}$ следует, что твердость переходного слоя $H_{пс} \approx 180$ МПа. Для определения нанотвердости полученных ХГН-покрытий нами использовалась зондовая лаборатория Ntegra с индентором Берковича. Для ХГН-покрытия эта величина оказалось равной $H_{ХГН} \approx 21000$ МПа, что на два порядка больше $H_{пс}$ переходного слоя. У стали 45 предел прочности $\sigma_B \approx 600$ МПа, что в 35 раз меньше $H_{ХГН}$ ХГН-покрытия. Значит, идет упрочнение шестерни и увеличивается срок ее эксплуатации. Величину $\sigma_{пс}$ следует назвать адгезионной прочностью ХГН-покрытия. Теоретически ее можно определить по уравнениям (9.1)-(9.7), зная только химический состав компонент напыляемого покрытия и состав того вещества на которое напыляется это покрытие. Иными словами, нужно знать состав адгезива и субстрата.

Адгезионная прочность покрытий бронз, полученных на стали 45 методом

деформационного плакирования, составила в среднем 15 МПа, что в 10 раз меньше ХГН-покрытия

Первичные нанотрещины металла отображают его атомную структуру и через 100 наносекунд они превращаются в мезотрещины, формируя поверхностный слой. Чтобы разрушить этот слой необходимо совершить работу адгезии. Окончательно, адгезионную прочность покрытия можно определить теоретически, используя предложенные в параграфе формулы и экспериментально определяемые свойства покрытий и основы, на которую осаждаются покрытия.

Рекомендуемая литература

- 1 Литвинский Г.Г. Аналитическая теория прочности горных пород и массивов. – Донецк: Норд-Пресс, 2008. – 207 с.
- 2 Berdibekov A.T., Yurov V.M., Dolya A.V., Guchenko S.A. Primary cracks in atomically smooth crystals alkaline earth elements // Polish journal of science, 2023, №60. – С. 26-32.
- 3 Berdibekov A.T., Yurov V.M., Dolya A.V., Guchenko S.A. Primary cracks in atomically smooth crystals of alkaline elements // Annali d'Italia, 2023, № 41. – Р. 109-119.
- 4 Юров В.М., Гончаренко В.И., Олешко В.С. Исследование первичных нанотрещин атомарно-гладких металлов // Письма в ЖТФ, 2023, том 49, вып. 8. – С. 35-38.
- 5 Юров В.М. Толщина поверхностного слоя пористого кремния // Вестник КазНУ им. аль Фараби, 2020. – №1(72). – С. 60-66.
- 6 Симонов Ю.Н., Симонов М.Ю. Физика прочности и механические испытания металлов. – Пермь: Изд-во ПНИПУ, 2020. – 199 с.
- 7 Веттегрень В.И., Пономарев А.В., Кулик В.Б., Мамалимов Р.И., Щербаков И.П. Разрушение кварцевого диорита при трении // Геофизические исследования, 2020. – том 21, № 4. – С. 35-50.
- 8 Веттегрень В.И., Пономарев А.В., Мамалимов Р.И., Щербаков И.П. Нанотрещины при разрушении олигоклаза // Физика земли, 2021. – № 6. – С. 87-92.
- 9 Жирнов Е. В армию поступают танки Т-34 с трещинами бронекорпусов // «Коммерсантъ Власть», №37 от 19.09.2011. – С. 64-66.
- 10 Калиниченко Н.П., Васильева М.А., Радостев А.Ю. Атлас дефектов сварных соединений и основного металла. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2011. – 71 с.
- 11 Зацепин А.Ф., Бирюков Д.Ю. Современные компьютерные дефектоскопы для ультразвуковых исследований и неразрушающего контроля. - Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2016. – 120 с.
- 12 Бобров А.Л., Власов К.В., Бехер С.А. Основы вихретокового неразрушающего контроля. – Новосибирск: Изд-во СГУПС, 2019. – 98 с.
- 13 Шелихов Г.С., Глазков Ю.А., Сапунов М.В. Магнитопорошковый контроль с применением переносных дефектоскопов. – М:Спектр, 2010. – 82 с.
- 14 Бобров А.Л., Лесных Е.В. Основы магнитного неразрушающего контроля. - Новосибирск: Изд-во СГУПС, 2018. –108 с.
- 15 Бехер С.А., Бобров А.Л. Основы неразрушающего контроля методом акустической эмиссии. - Новосибирск: Изд-во СГУПС, 2013. – 145 с.
- 16 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Грузин В.В. Скорость частиц при холодном газодинамическом напылении // Материалы Международного научно-методического журнала «Global science and innovations 2023: Central Asia», № 1(19). Апрель 2023, серия «Физико-математические науки». – С. 27-31.
- 17 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Грузин В.В. Адгезионная прочность высокоэнтропийного покрытия на стали // Тенденции развития науки и образования, 2023, №96, Часть 9. – С. 187-191.
- 18 Козлов И.А., Лещев К.А., Никифоров А.А., Демин С.А. Холодное газодинамическое напыление покрытий (обзор) // Труды ВИАМ, 2020. – №8(90). – С. 77-93.
- 19 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Грузин В.В. Прочность и трещиностойкость деталей бронетанковой техники // Вестник КазНУ им. аль Фараби, 2023. – №4. – С. 21-27.
- 20 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Грузин В.В. К вопросу об образовании покрытий на подложке // German International Journal of Modern Science, 2023. – №57. – Р. 45-50.

21 Тялин Ю.И. Микромеханизмы разрушения и залечивания трещин в материалах с различной кристаллической структурой. - Диссертация доктора физ.-мат. наук. – Белгород. – 2004. – 432 с.

22 Гоцелюк Т.Б. Исследование роста несквозных трещин в элементах авиационных конструкций. – Диссертация кандидата технических наук. – Новосибирск. – 2010. – 164 с.

23 Бессуднов И.А. Совершенствование технологий ремонта газотурбинных авиационных двигателей с использованием ресурсосберегающих технологий. - Диссертация кандидата технических наук. – Рыбинск. – 2014. – 208 с.

24 Тимофеев А.Н. Ресурс и срок службы авиационной конструкции с коррозионным повреждением. - Диссертация кандидата технических наук. – Новосибирск. – 2020. – 181 с.

25 Кулемин А.В. Развитие расчётных и экспериментальных методов обоснования эксплуатационной живучести самолётных конструкций. - Диссертация кандидата технических наук. – Жуковский. – 2021. – 194 с.

26 Амуи А.М. Метод восстановления работоспособности рабочих лопаток турбины гтд за счет применения усовершенствованного защитного покрытия. - Диссертация к.т.н. – Москва. – 2019. – 153 с.

27 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Гученко С.А., Грузин В.В. Адгезионная прочность нитрид титановых покрытий на стали 20X13 // Современные наукоемкие технологии, 2023. – №4. – С. 28-33.

28 Юров В.М., Бердибеков А.Т., Доля А.В., Грузин В.В. Микроструктура поверхностного слоя при холодном газодинамическом напылении // Материалы Международного научно-методического журнала «Global science and innovations 2023: Central Asia», № 1(19). Апрель 2023, серия «Физико-математические науки». – С. 31-36.

29 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Грузин В.В. Теория критических дистанций и толщина поверхностного слоя // German International Journal of Modern Science, 2023. – №58. – С. 54-58.

30 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Грузин В.В. Прочность и трещиностойкость деталей авиационной техники // Вестник национальной инженерной академии, 2023. – №3. – С. 32-36.

31 Калиниченко Н.П., Васильева М.А. Радостев А.Ю. Атлас дефектов сварных соединений и основного металла. – Томск: Изд-во ТПУ, 2011. – 71 с.

32 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Грузин В.В. Кристаллизация цилиндра конечных размеров при периодических граничных условиях // Sciences of Europe, 2023. – No 117. – P. 54-59.

33 Финкель В.М. Физика разрушения. – М.: Изд-во «Металлургия», 1970. – 376 с.

34 Матвиенко Ю. Г. Модели и критерии механики разрушения. – М.: Физматлит, 2006. – 238 с.

Буханько А.А., Кочеров Е.П., Хромов А.И. Деформационно-энергетический подход: предельные состояния и разрушение конструкционных материалов. - Самара: Самар. гос. аэрокосм. ун-т им. С. П. Королева, 2011. – 88 с.

35 Gottstein G. Physical Foundations of Materials Science. Berlin: Springer, 2004. – 502 p.

36 Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. Эволюция микроскопических трещин и пор в нагруженных твердых телах // Физика твердого тела. 2005. – Т. 47, вып. 5. – С.801–807.

37 Селиверстов Г.В., Сорокин П.А., Толоконников А.С. Способ контроля трещинообразования в металлоконструкциях. Патент RU 2255327 C1, G01N 21/88. Опубликовано: 27.06.2005, Бюл. № 18.

38 Зорин А.Е. Способ обнаружения в металле микротрещин. Патент RU 2498263 C1, G01N 3/32. Опубликовано: 10.11.2013, Бюл. № 31.

39 Изотов В.И., Киреева Е.Ю., Гетманова М.Е., Филиппов Г.А. Способ выявления микротрещин, обусловленных наличием водорода в стали. Патент RU 2545464 C1, G01N

19/08. Опубликовано: 27.03.2015, Бюл. № 9.

40 Оура К., Лифшиц В.Г., Саранин А.А., Зотов А.В., Катаяма М. Введение в физику поверхности. – М.: Наука, 2006. – 490 с.

41 Юров В.М. Толщина поверхностного слоя атомарно-гладких кристаллов // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов, 2019. – вып. 11. – С. 389-397.

42 Рехвиашвили С.Ш., Кишტიкова Е.В., Кармокова Р.Ю. К расчету постоянной Толмена // Письма в ЖТФ, 2007. – Т. 33, Вып. 2. – С.1-7.

43 Yurov V.M., Goncharenko V.I., Oleshko V.S., Sha Mingun. Anisotropy of the surface of carbon materials // Eurasian Physical Technical Journal, 2021, Vol. 18, No. 3(37). – P. 15-24.

44 Зимон А.Д. Адгезия пленок и покрытий // М.: Химия, 1977. – 352 с.

45 Yurov V.M., Guchenko S.A., Laurinas V.Ch., Zavatskaya O.N. Structural phase transition in a surface layer of metals // Вестник КарГУ. Физика. 2019. – № 1. – P. 50-60.

46 Закаменных Г.И., Кучеров В.Г., Червонцев С.Е. Проектирование спецмашин, ч. 1, кн. 1. Артиллерийские стволы. – ВолгГТУ, 2017. – 396 с.

47 Ерасов В.С., Орешко Е.И. Причины зависимости механических характеристик трещиностойкости материала от размеров образца // Авиационные материалы и технологии, 2018, №3(52). – С. 56-64.

48 Иванской В.А. Критические размеры трещин при разрушении металлов // Журнал технической физики, 2007, том 77, вып. 7. – С. 118-119.

49 Карюкин С.П., Митрохин О.В. Подход к обеспечению живучести стволов артиллерийских орудий // Военная мысль, 2012, № 1. – С. 72-78.

50 Imry J. Introduction to Mesoscopic Physics. Oxford University Press, 1997. – 234 p.

51 Poston T., Stewart I. Catastrophe Theory and Its Applications. Dover Publications, Incorporated, 2013. – 512 p.

52 Paris P.C., Erdogan F. A critical analysis of crack propagation laws // ASME J. Basic Eng., 1963, V. 85D. – P. 528-534.

53 Чегуров М.К., Сорокина С.А. Основы фрактографического анализа изломов образцов из конструкционных сплавов. – Н. Новгород: НГТУ, 2018. – 79 с.

54 Грузин В.В., Юров В.М., Шугаев М.А. Оценка напряженного состояния на поверхности артиллерийских орудий после выстрела // Военно-теоретический журнал «Бағдар – Ориентир», 2023, №2. – С. 13-18.

55 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Тулембаев А.Н. Исследование износа стволов артиллерийских орудий // Военно-теоретический журнал «Бағдар – Ориентир», 2023, №2. – С. 19-25.

56 Грузин В.В., Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Усталостные трещины и диаграмма их роста // Материалы XIII Международно-научно-практической конференции «Наука и образование в современном мире: вызовы XXI века». Май 2023, серия «Физико-математические науки». – С. 33-37.

57 Доля А.В., Бердибеков А.Т., Юров В.М., Грузин В.В. Трещины металла в окружающей среде // Материалы XIII Международно-научно-практической конференции «Наука и образование в современном мире: вызовы XXI века». Май 2023, серия «Физико-математические науки». – С. 37-41.

58 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Грузин В.В. Классификация трещин и механизмы их зарождения // Norwegian Journal of development of the International Science, 2023, No 110. – С. 66-74.

59 Бердибеков А.Т., Юров В.М., Доля А.В., Грузин В.В. Теоретические аспекты зарождения и роста трещин // Znanstvena misel journal, 2023, №79. – С. 58-65.

60 Алхимов А.П., Клинков С.В., Косарев В.Ф., Фомин В.М. Холодное газодинамическое напыление. Теория и практика. – М.:ФИЗМАТЛИТ, 2009. – 536 с.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Подведем итоги проведенным выше исследованиям:

– разработка материалов, обладающих большой прочностью, упругостью, прозрачностью и легкостью из аэрогелей очень актуальна для изготовления бронезилов, брони для техники, демпфирующих покрытий;

– для оборонной техники актуально создание и производство улучшенных и перспективных марок фторсилоксановых каучуков нового поколения (покрытия по металлу, стали, алюминию, никелю, титану, оргстеклу; устойчивы при температурах от -60 до +250 в агрессивных средах масел, топлива, растворов кислот и щелочей), фоточувствительных полимерных смол с повышенным сроком хранения и энергоэффективных ультрафиолетовых светодиодных установок для отверждения изделий, эластифицированных эпоксидных смол для технических задач точного приборостроения, разработка новых высокоэффективных вяжущих – ненасыщенных поликетонов (покрытия, клеи, герметики);

– к чисто военным в США можно отнести следующие 6 технологий, такие как гиперскоростные снаряды, материалы с высокой энергетической плотностью, управление сигнатурами объекта, импульсные источники энергии, высокочувствительные локаторы для обнаружения малозаметных целей, обеспечение эффективности эксплуатации оружия в различных условиях окружающей среды. Прогресс по каждой из выделенных 6 технологии был бы невозможен без широкого междисциплинарного подхода к НИОКР в целом;

– международный опыт показывает, что объединение научных и производственных возможностей отдельных предприятий в сфере ОПК в концерны или холдинги даёт определённый синергетический эффект и повышает эффективность деятельности отдельных предприятий. В Республике Казахстан к таким холдингам в сфере ОПК относится АО «Национальная компания «Казахстан инжиниринг»;

– одной из важных задач на сегодняшний день является увеличение казахстанского содержания в поставках вооружения, снаряжения и техники для ВС страны, создание отечественных передовых технологий, в том числе и разработка технологии защитных покрытий поверхностей вооружения и военной техники для защиты от агрессивных факторов окружающей среды и условий эксплуатации;

– в настоящей работе рассмотрены различные применяемые защитные покрытия в военной технике;

– детали машиностроительного и военного назначения с газотермическими покрытиями (ГТП) имеют широкое разнообразие конструктивно, которые можно разделить следующие группы ГТП:

1) ГТП на поверхностях, образованных обработкой заготовок для создания новых деталей машин, без размерной обработки покрытий;

2) ГТП на поверхностях, образованных обработкой заготовок для создания новых деталей машин, с окончательной размерной обработкой покрытий;

3) ГТП на поверхностях деталей, обработанных под ремонтные размеры, затем восстановленных методами газотермического напыления, без размерной обработки покрытий;

4) ГТП на поверхностях деталей, обработанных под ремонтные размеры, затем восстановленных методами газотермического напыления, с окончательной размерной обработкой покрытий;

5) ГТП, непосредственно формообразующие деталь (изделие) или некоторые его объёмные части.

– согласно классической теории, образование зародышей новой фазы в старой метастабильной фазе рассматривается как флуктуационный процесс. Несмотря на различные модификации и уточнения классической теории зародышеобразования и ее вполне правильном качественном описании процесса зарождения центров

кристаллизации, она все-таки далека от соответствия экспериментальных и теоретических данных. Это вызвано следующими обстоятельствами:

- теория построена на грубом допущении, что микроскопические скопления атомов обладают макроскопическими характеристиками и, в целом, равновесными термодинамическими параметрами;

- практически, во всех работах, посвященных начальной стадии зарождения новой фазы, образование метастабильной фазы считается мгновенным;

- теория (и ее модификации) содержит ряд параметров, не имеющих строго количественного решения;

- к числу основных кинетических уравнений, вытекающих из дифференциальных уравнений Колмогорова, для случайных марковских процессов относятся уравнения Смолуховского-Чепмена и Фоккера-Планка;

- для решения стохастических дифференциальных уравнений диффузионного типа развито несколько подходов, из которых необходимо отметить подходы Ито и Стратоновича;

- в 80-е годы прошлого столетия исследователей привлекло необратимое объединение частиц в кластеры. Стало понятно, что именно кластеризация является одним из способов возникновения фракталов в необратимых процессах;

- фрактальные модели, в том числе и ДОО, мало пригодны для описания начальной стадии образования центров кристаллизации. Однако они очень полезны для моделирования многих последующих стадий роста кристаллов;

- задача Стефана с конца 19-го века рассматривалась и аналитически, и численно. Нами получено аналитическое решение задачи о кристаллизации цилиндра конечных размеров;

- при решении задач Стефана следует, что наличие периодических граничных условий, моделирующих периодическое воздействие на вибратор, приводит к экспоненциальному закону изменения вертикальной составляющей температуры;

- применение ультразвуковой активации поверхности анода и катода способствует интенсификации диффузионных потоков, уплотняет поверхность подложки, на которой при ультразвуковом легировании формируется более равнотолщинный и однородный слой покрытия;

- полученное нами уравнение показывает, что градиент концентрации частиц диффузии равен градиенту скорости частиц в переходном слое: $\partial C(z,t)/\partial z = \partial v/\partial t$. Если мы рассматриваем движение частиц в методе ХГН как диффундирующую жидкость, связанную с подвижностью частиц, то нужно знать ее реологию;

- если мы хотим увеличить прочность, упрочнить материал, то нужно в кристаллической структуре увеличивать количество барьеров для движущихся дислокаций:

1. Барьер Пайерлса-Набарро.

Если в кристалле нет никаких структурных барьеров, всегда присутствует один. Этот барьер представляет собой силу межатомного взаимодействия.

2. Торможение дислокаций границами зерен и субзерен.

3. Торможение дислокаций, когда искажения кристаллической решетки вызвано присутствием примесных атомов.

4. Торможение дислокаций сегрегациями примесных атомов внедрения (атмосфера Коттрелла).

5. Торможение дислокаций другими дислокациями.

6. Торможение дислокаций дисперсными частицами выделения.

7. Торможение дислокаций зонами Гинье-Престона.

8. Торможение дислокаций электронами в металлах.

9. Торможение дислокаций фононами в кристаллах.

10. Торможение дислокаций элементарными возбуждениями (магноны, экситоны и

прочее) в твердых телах.

– кинетическая теория прочности рассматривает в качестве элементарных актов разрушения термофлуктуационные разрывы напряженных межатомных связей, а само разрушение понимает как непрерывно развивающийся во времени (кинетический) процесс, который начинается сразу после приложения к телу нагрузки;

– общие положения, заложившие основу термофлуктуационной кинетической концепции сформулированы в следующем виде:

1. Долговечность сплава под нагрузкой определяется временем, необходимым для того, чтобы большая часть атомов в сечении тела получила термические флуктуации, достаточные для разрыва межатомных связей.

2. Приложенные напряжения играют роль фактора, вызывающего снижение потенциального барьера и препятствующего восстановлению разорванных связей.

3. Решающая роль в разрыве межатомных связей принадлежит не приложенным напряжениям, а термическим флуктуациям.

– макротрещины избирательно развиваются по более густой сетке микротрещин и составляют вместе с ними единую систему, подчиняющуюся общим закономерностям развития. При этом плотность макротрещин в 2-10 раз меньше плотности микротрещин;

– полученные в результате решения предложенной задачи численные данные позволяют сделать ряд выводов:

– система дугообразных трещин, независимо от их расположения на окружности, вызывает при $\rho > 1$ экранирующий эффект, т. е. уменьшение коэффициента интенсивности в вершине магистральной трещины;

– с ростом линейной плотности микротрещин (что достигается путем увеличения их длины либо путем возрастания их числа) эффект экранирования усиливается;

– модель, не учитывающая взаимодействия микротрещин между собой, дает при $\rho > 1$ нижнюю оценку коэффициента интенсивности в вершине основной трещины при любых значениях микроструктурных параметров;

– уменьшение шага системы микротрещин Δ при сохранении всех остальных микроструктурных параметров приводит к ослаблению экранирующего эффекта;

– коэффициент интенсивности напряжений в вершине основной трещины слабо чувствителен к изменению структурного параметра α_{11} ;

– Я.И. Френкель получил для кривых «свободная энергия-длина трещины» кроме максимума еще и минимум, соответствующий устойчивому состоянию трещин. По мере возрастания напряжения эти экстремальные точки сближаются. Когда напряжение достигает критического значения, равного пределу прочности, точки сливаются друг с другом, наступает катастрофическое удлинение трещины и разрушение;

– в настоящее время в большинстве случаев рост трещин конкретной формы и размеров изучают с позиций механики разрушения. Применение классических формул для определения скорости роста усталостных трещин таких, как формула Пэриса, не позволяет учесть всего разнообразия и сложности нагружаемых тел, размеров и формы трещин;

– нами показано, что стелс-покрытие – это слои оксидов металлов толщиной 70-90 нм. Нами показано, что слои оксидов металлов в виде минералов толщиной 70-90 нм наблюдаются довольно редко. Но их возможно синтезировать;

– трещины в литых металлах и сплавах подразделяются на виды: холодные трещины, трещины горячие (кристаллизационные), трещина напряжения, скворечник, трещина шлифовочная;

– Наиболее часто встречаются трещины, образовавшиеся при:

– охлаждении стали, в процессе которого произошло мартенситное превращение;

– вылеживании стали с мартенситной структурой;

– медленном нагреве наклепанных дисперсионотвердеющих сплавов;

– нагреве или охлаждении высокохромистых сталей ферритного класса;

– при быстром нагреве сталей с высокой твердостью и малой пластичностью;
– на танках Т–34, Т–62 и прочих был установлен целый ряд заводских дефектов как–то: слабая подтяжка анкерных болтов, что способствовало большому выходу из строя прокладок головки блока, пробитие прокладок коллекторов, трещины картера двигателя, трещины картера коробки перемены передач;

– в процессе эксплуатации летательных аппаратов выявляются случаи обнаружения трещин в силовых шпангоутах и других элементах конструкций, имеющих достаточный запас ресурса;

– рассмотрена методика оценки повреждаемости и выполнен расчет повреждаемости силового шпангоута, расположенного в зоне опор крепления подредукторной рамы вертолета Ми-8, с учетом режима полета вертолета. Были получены результаты: размах упругих деформаций $\Delta\varepsilon=0,001$; число циклов до разрушения $N\approx 3^{18}$. Следовательно, число циклов до разрушения с появлением трещины уменьшилось примерно в 2839 раз, с учетом того, что при расчете не учтены воздействия других факторов;

– в стадийности процесса накопления металлом в деталях военной техники ключевым моментом является образование в металле микротрещин, поскольку с этого момента остаточный ресурс детали будет определяться процессом развития микротрещин. Кроме того, возникновение микротрещин вызывает резкое снижение эксплуатационных характеристик металла;

– показано, что чистые (без примеси) металлы при одноосном растяжении после ионного облучения не охрупчиваются, характер распространения нанотрещины вязкий:

1. Выявлено, что механизмы и степень залечивания нанотрещины в процессе ионного облучения в металлах в первую очередь зависят от типа кристаллической решетки. Увеличение прочности кристаллита наблюдается для всех облученных образцов.

2. В чистом α -Fe (ОЦК-решетка) залечивание происходит за счет перемещения отдельных фрагментов атомного ряда из приповерхностных слоев к устью нанотрещины, что приводит в итоге к появлению на месте бывшей трещины кристаллической области обогащенной вакансиями.

3. Показано, что алюминий и никель (ГЦК-решетка) при одноосном растяжении после ионного облучения демонстрирует пластичность, образуя дислокации и двойники.

4. Показано, что в чистом (беспримесном) титане (ГПУ-решетка) распространение нанотрещин после ионного облучения не происходит. Устье нанотрещины после ионного облучения залечивается, происходит трансформация нанотрещины в нанопору, что приводит к увеличению прочности кристаллита.

5. Моделирование трехмерных систем с ГЦК и ГПУ решеткой показало, что важную роль при охрупчивании играют особенности потенциалов межатомного взаимодействия;

– для кристаллов с одинаковыми атомами доля пространства, занятого ими в одном кубе, составляет для ОЦК и ГЦК переходных металлов - 68 и 74 %. Остальная же часть таких кристаллов (32 и 26 %, соответственно, для металлов с ОЦК и ГЦК решетками) представляет собой не заполненное пространство. После релаксации или реконструкции это пространство мы и будем называть максимальным полем первичных трещин. Для нас важен факт того, что длина этой трещины L равна толщине поверхностного слоя металла $R(I)$. Эта длина трещины отражает особенность, которая связана не только с геометрией кристаллических решеток, но и физическими свойствами кристаллов. Нами предложена модель расчета длины нанотрещин, возникающих в металлах из-за наличия слоя $R(I)$;

– траектория межслоевых мезотрещин проходит, как правило, вдоль границы между микрослоями исходной и термически рекристаллизованной структуры. При этом форма мезотрещин представляла собой клин в виде треугольника неправильной формы, который воспроизводился в металле последовательными актами сдвига и отрыва;

– в разделе сделан следующий вывод:

1. При скорости ударного ядра 800 м/с в структуре мишени механическая энергия ударника рассеивается путем распространения затухающих волн релаксации в форме чередующихся сдвигов и отрывов с образованием межслоевых мезотрещин клиновидного вида;

2. Релаксационные процессы, происходящие в преграде, пробитой ударным ядром со скоростью 800 м/с, имеют возможную самоподобную (автомодельную) природу, а материал преграды относится к высокому классу динамической устойчивости к смене механизмов релаксации;

3. Удар со скоростью 2000 м/с вызывает массовые релаксационные процессы в форме согласованных мультипольных структур и полос сброса в дислокационной системе дефектов кристаллического строения без возбуждения чередующихся актов сдвига и отрыва;

– на основе оксидов железа нами предложена модель образования нанотрещин L_{nm} , связанная с релаксацией поверхности оксидов и полученная в течении наносекунд. Затем эти нанотрещины растут и превращаются в мезотрещины $L_{\mu m}$, число которых для магнетита равно $2 \cdot 10^7$. Дальнейшее развитие трещин в оксидах железа связано с приложением на образец внешнего напряжения до его разрушения. Полученная кривая деформации и разрушения оксидов железа описывается S-образной кривой из теории катастроф. Уравнение этой кривой рассчитывается по формуле Кардано;

– перспективы развития изложенной модели заключаются в следующем. Использование оксидов железа в области электроники включает в себя спутниковую связь, запоминающие устройства с высокой плотностью записи, антенные сердечники, компьютерные компоненты, датчики, поглощающие микроволновое излучение материалы, приборы магнитной записи, сердечники для трансформаторов. Наряду с уникальными магнитными свойствами магнитные частицы оксидов железа обладают высокой биосовместимостью и низкой токсичностью, что позволяет их использовать в биомедицинских целях;

– нанотрещины в твердом теле возникают сразу после образования ее поверхности и связаны с внутренними напряжениями в поверхностном слое, представляющем собой наноструктуру. Эти нанотрещины обусловлены атомным строением твердого тела и отличаются для металлов, металлических стекол, минералов, угольного вещества и прочее. В предложенной модели можно теоретически просчитать на компьютере трещиностойкость различных конструкционных материалов из различных металлических и неметаллических композиций;

– нами обоснован новый подход к адгезии покрытий на металл, связанный с наноструктурой поверхностного слоя и первичными трещинами, возникающими от внутренних напряжений в переходном слое из-за эффекта релаксации поверхности;

– одна из ключевых проблем, которые следует решить при создании наноконпозиционных ионно-плазменных покрытий – генерация многокомпонентных потоков, осаждаемых на подложку. Основная идея, использованная в настоящей работе, заключалась в следующем: для генерации многокомпонентных потоков ионов различных металлов, осаждаемых на подложку, мы использовали многофазный композиционный катод на одной пушке вакуумной установки и однофазный катод из титана на другой пушке. В процессе одновременного распыления различных катодов ионы металлов перемешиваются в плазме и, после осаждения, формируют покрытие. Однако механизм формирования покрытий с высокой твердостью остается пока не совсем ясным и исследования в этой области только начинают проводиться;

– среди методов нанесения защитных покрытий на детали военной техники, основанных на воздействии на поверхность детали потоков частиц и квантов с высокой энергией, большое внимание привлекают вакуумные ионно-плазменные методы, которые позволяют: обеспечивать высокую адгезию покрытия к подложке; равномерность покрытия по толщине на большой площади; варьировать состав покрытия в широком диапазоне, в пределах одного технологического цикла; получить высокую чистоту

поверхности покрытия; экологическую чистоту производственного цикла;

– непосредственное влияние на структуру и физические свойства покрытий, полученных методом ионно-плазменного осаждения, оказывают следующие параметры: давление реакционного газа в камере; потенциал основы; ток разряда дуги; свойства материала катода; температура подложки;

– в случае покрытий на деталях военной техники, полученных при магнетронном распылении мишеней, процесс их формирования в режиме реального времени пока не наблюдается в силу специфики технологического процесса. Поэтому основная информация получается при варьировании, как состава осаждаемого материала, так и технологических параметров осаждения. В связи с этим в данном случае совершенствуются методики исследования уже синтезированных покрытий и модели их формирования (оптическая, электронная, атомно-силовая микроскопия и многие другие экспериментальные методы);

– из приведенных экспериментальных исследований следует, что формирование ионно-плазменного покрытия в пространственных координатах следует «квазипериодическому» закону, т.е. отвечает некоторому автоволновому процессу (АВП);

– нелинейные свойства среды, когда возникают условия для возникновения диссипативных структур, можно получить не только при предположении о нелинейности функции F , но и при наложении других условий на отрезке $[0, L]$. Например, задавая произвольный закон движения границы L . В этом случае мы приходим к нелинейным задачам Стефана, которые также допускают решения в виде АВП;

– артиллерийский ствол из стали 33ХНЗМА имеет поверхность и поверхностный слой $R(I)$, свойства которого могут быть отличны от остального объема. Размер слоя $R(I)$ определен недавно и не превышает 1-6 нм, т.е. представляет собой наноструктуру. Нами впервые предложена структура поверхностного слоя обусловленная первичными трещинами, через которые и происходит диффузия осаждаемых компонент;

– мы за длину трещин в твердых телах взяли их толщину поверхностного слоя, которая составляет для обычных металлов 1-4 нм. Чтобы получить длину мезотрещин сплава $CrNiTiZrCu$ (и любых твердых тел) в стационарном режиме без приложенного внешнего напряжения необходимо значения для L_{nm} умножить на 100;

– нами показано, что живучесть артиллерийского ствола и снаряда пропорциональна его поверхностной энергии. В связи с этим, на поверхности ствола и снаряда возникает область микротрещин, которые залечиваются с помощью высокоэнтропийных покрытий;

– твердость большинства нержавеющей сталей в 2-3 раза меньше высокоэнтропийных покрытий, что показывает перспективу их применения в качестве деталей различных промышленных и военных конструкций;

– комбинированная обработка стали 20Х13 позволяет формировать в поверхностном слое и обеспечивает градиентное снижение твердости по глубине образца. Это обеспечивает повышение адгезии $CrTiNiZrCu$ покрытия к стальной подложке и существенное увеличение износостойкости полученной композиции. Микротвердость покрытия $CrTiNiZrCu$ составляет 890 HV, что немного уступает нитрид титановым покрытиям с ассистированием ПИНК (910 HV). Но коэффициент трения в два раза ниже, чем у нитрид титановых покрытий;

– сам процесс трения можно описывать как процесс упругопластической деформации поверхностного слоя. Причем нанослой, который содержит 3-4 атомных монослоя и имеет размер 1,2-1,7 нм, ведет себя упруго и быстро разрушается по схеме Гриффитса, образуя слой типа твердой смазки. На это затрачивается энергия $W(I)_a$. Далее вступает в процесс трения мезослой (или мезоскопика). По мере движение верхнего сплава по поверхности нижнего вновь образуется новая поверхность нанометровой толщины. Это означает, что трение совершает колебательное движение. Как только скорость превысит критическое значение и образование нанослоя не будет происходить,

трение начинает зависеть от скорости;

– полученные нами экспериментальные и теоретические результаты укладываются в модель макроскопической локализации пластического течения. Показано, что локализация пластического течения в твердых телах имеет ярко выраженный волновой характер. При этом на стадиях легкого скольжения, линейного и параболического деформационного упрочнения, а также на стадии предварительного разрушения наблюдаемые картины локализации суть разные типы волновых процессов. Анализ волновых характеристик таких процессов позволил измерить скорость их распространения ($\sim 10^{-4}$ м/с), длину волны ($\sim 10^{-2}$ м) и установить, что дисперсионное соотношение для таких волн имеет квадратичный характер;

– разрушение танковой брони было связано с технологическими нарушениями в процессе ее изготовления. Трещины на бронелисте обнаруживались размером от 50 до 1200 мм. При этом на бронелисте их оказывалось от 2-х до 8 штук. В дальнейшем, качество бронелистов изменили за счет качественной плавки и качественного проката, за счет внедрения дефектоскопии неразрушающего контроля;

– сталь приобретает броневые свойства, не за счет состава химических элементов, а за счет способа изготовления этой стали на молекулярном, и даже атомном, уровне. Вхождение углерода в кристаллическую решетку железа обеспечивает сверхпрочные связи. Однако, слишком твердая сталь будет и слишком хрупкой и не сможет противостоять оружию стрелка. Бронированная сталь должна быть пластичной, чтобы пуля или снаряд приводили к деформации железа, а не к разрыву его межатомных связей. Этот процесс является самым сложным в получении бронированной стали и, как правило, держится в секрете;

– из множества защитных покрытий на детали военной техники мы выбрали три, которые используются в нашей лаборатории: это метод ионно-плазменного нанесения покрытий; метод магнетронного нанесения покрытий; метод холодного газодинамического напыления (ХГН). Первый метод был реализован на установке ННВ-6.6И1, второй – на магнетроне с изготовленной мишенью, третий – на установке Димет-425. Чтобы исключить сеть трещин, приводящих к разрушению деталей военной техники, необходимо периодически делать на них защитные покрытия с помощью различных методов, среди которых выделяются методы ХГН, пригодные в полевых условиях;

– были исследованы типовые элементы конструкции крыла самолета с поверхностными трещинами (нагруженная болтом проушина, нагруженный силой от ролика направляющий рельс) с целью получения параметрических зависимостей или уравнений коэффициентов интенсивности напряжений от геометрии детали, размера трещины и условий нагружения;

– теоретически и экспериментально обоснованы меры коррозионных повреждений, определяющих сопротивление усталости металла с повреждением питтинговой, язвенной, расслаивающей коррозией или с неметаллическим включением на кромке или поверхности элемента авиационных конструкций;

– абсолютным большинством отказов военных самолетов и вертолетов кроется в нарушении целостности (появление трещин) или в разрушении какого-либо элемента конструкции. В последние годы много исследований посвящено кинетике разрушения (развитию трещин). Это связано с возможностью учета живучести конструкций (функционирование с наличием видимых повреждений). Поэтому, военную авиацию нужно периодически диагностировать на предмет появления микротрещин в деталях авиационных конструкций, особенно это касается лопаток ГТД;

– бронекатера строят, в основном, с помощью сварных стальных корпусов. Этот корпус имеет наружную обшивку, верхнюю и нижнюю палубы, продольные и поперечные перегородки, выполненные из листовых элементов и соединенные герметичными сварными швами. На эти швы действуют в морской воде статические, динамические и циклические нагрузки, приводящие к появлению трещин в сварном шве металла;

– для нанесения антикоррозионных покрытий на сварные швы и металлоконструкции мы разработали технологию осаждения смеси алюминия и цинка на установке Димет-425 методом холодного газодинамического напыления (ХГН). Суть этой модели такова: удар налетающей частицы о подложку сопровождается двумя процессами. Во-первых, между атомами частицы и самой подложки возникают химические связи, которые заставляют частицу оседать на ее поверхности и далее диффундировать в поверхностный слой. Во-вторых, одновременно часть кинетической энергии налетающей частицы переходит в упругую энергию, которая пытается оторвать частицу от поверхности;

– влияние внешней среды на детали военной техники обуславливается, в основном, процессом коррозии. Несмотря на множество процессов, которые протекают при коррозии (атмосферная, подземная, морская, биохимическая, межкристаллитная, питтинговая, контактная, щелевая, газовая, химическая и ряд других), исследования, связанные с ней, продолжаются и в нашем столетии;

– нами показано, что трещины в металлах и других конструкционных материалах военной техники, впрочем, как и любого другого назначения, нужно исследовать в масштабной последовательности – первичные нанотрещины L_{nm} → мезотрещины $L_{\mu m}$ → макротрещины L_C . Только в такой последовательности можно узнать о необходимых мерах по условиям эксплуатации, хранения и ремонте деталей боевой техники, будь то танки, артиллерия или самолеты;

– адгезионную прочность покрытия военной техники можно определить теоретически, используя предложенные нами формулы и экспериментально определяемые свойства покрытий и основы, на которую осаждаются покрытия.

ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ В ООУЖЕНИИ И ООЕННОЙ ТЕХНИКЕ

Монография

(в рамках программно-целевого финансирования на 2021-2023 гг.)

ИРН BR1090150221

Подписано в печать 11.08.2023. Гарнитура «Times New Roman»

Бумага для офисной техники 210*297

Редакционно-издательское отделение

ТОО «R&D центр «Казахстан инжиниринг»

Отп. Бердибеков А.Т.

Исп. Несипова С.С.

Тел. 32 21 39 (110)