

**Санкт-Петербургский политехнический университет
Петра Великого
Институт Машиностроения, материалов и транспорта**

На правах рукописи

**Иванова Галина
Валерьевна**

**Локализация пластической деформации в титановых лопатках паровых
турбин при механической обработке и эксплуатации**

Направление подготовки: 22.06.01 Технологии материалов

Код и наименование

Направленность: 22.06.01_06 Материаловедение по отраслям

Код и наименование

НАУЧНЫЙ ДОКЛАД

об основных результатах научно-квалификационной работы (диссертации)

Автор работы: Иванова Г.В.
Научный руководитель: профессор,
д.т.н., Скотникова М.А.

Санкт Петербург – 2021

Научно-квалификационная работа выполнена в ВШ Машиностроения
Института ИММиТ федерального государственного автономного
образовательного учреждения высшего образования «Санкт-Петербургский
политехнический университет Петра Великого»

Директор ВШ Машиностроения: – *Любомудров Сергей
Александрович – к.т.н.,
доцент*

Научный руководитель: – *Скотникова Маргарита
Александровна – д.т.н.,
профессор*

Рецензент: – *Мотовилина Галина
Дмитриевна – к.т.н., доцент.
НИЦ «Курчатовский институт»
- ЦНИИ КМ Прометей, ст.н.с.*

С научным докладом можно ознакомиться в библиотеке ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» и на сайте Электронной библиотеки СПбПУ по адресу: <http://elib.spbstu.ru>

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы.

Двухфазные ($\alpha + \beta$) титановые сплавы обладают высокой удельной статической и динамической прочностью, в частности к каплеударной эрозии под воздействием частиц пара, что позволяет их использовать для изготовления лопаток паровых турбин на этапе эксплуатации. С другой стороны, лопатки из титановых сплавов относятся к категории труднообрабатываемых из-за износа дорогостоящих резцов на этапе их механической обработки. Поэтому, важно установить природу поведения сплавов титана при высокоскоростном нагружении.

К сожалению, в отечественной и зарубежной литературе крайне недостаточно отражены результаты анализа причин значительного износа резцов и паровых лопаток при больших скоростях механической обработки и каплеударной эрозии. Отсутствуют сведения о структурных и фазовых изменениях титановых сплавов после различных скоростных технологических операций.

Цель работы. Изучение закономерностей структурных и фазовых изменений в зоне контактного взаимодействия поверхности титановых лопаток паровых турбин при их механической обработке и дальнейшей эксплуатации в условиях каплеударной эрозии.

Задачи исследования:

1. Изучить структурно-фазовые изменения протекающие в материале лопатки в зоне контактного *взаимодействия с инструментом (в стружке) на этапе механической обработки*. Опубликованные автором работы [10, 11, 12, 13].

2. Изучить структурно-фазовые изменения протекающие в материале лопатки в зоне динамического контактного *взаимодействия с циклирующим потоком высокоскоростных частиц пара на этапе эксплуатации*. Опубликованные автором работы [1, 2, 3].

3. Исследовать процессы *локализация пластической деформации* в титановых сплавах при индентировании и циклировании. Опубликованные автором работы [4, 5, 6, 7, 8, 9].

4. Изучить влияние *величины относительных контактных сдвиговых напряжений* и геометрии инструмента на вид пластической деформации (*продольную и поперечную*). Опубликованные автором работы [14, 15].

Научная новизна

1. При увеличении скорости деформирования сверх определенной, в труднообрабатываемых двухфазных сплавах титана происходит модулирование структуры и микротвердости относительно среднего значения, что периодически снижает контактное напряжение в зоне с индентором (инструментом) и увеличивает износ резцов и лопаток турбин при механической обработке и эксплуатации, соответственно.

2. В двухфазных сплавах титана при больших скоростях механической обработки и каплеударной эрозии периодическая локализация равномерной сдвиговой деформации (модулирование), приводит к разрушению, а

подключение защитной поворотной пластической деформации продлевает время до разрушения.

3. В двухфазных сплавах титана под действием циклирующего потока высокоскоростных частиц пара, β - фаза превращается в α'' - фазу (мягкий мартенсит деформации), что тормозит ударную волну и повышает срок службы лопаток паровых турбин.

4. При погружении в металл индентора (инструмента), формируются продольная и поперечная составляющие пластической деформации, абсолютные величины которых зависят от уровня контактных напряжений и скорости деформирования.

Теоретическая и практическая значимость

1. Сделанное в работе заключение о модулировании структуры и микротвердости труднообрабатываемых титановых сплавов с увеличением скорости деформирования сверх определенной, в дальнейшем может быть проверен на других сталях и сплавах.

2. Установленная связь между влиянием скорости обработки, приложенных сдвиговых контактных напряжений и геометрии инструмента на вид пластической деформации (продольную или поперечную), может быть использована для выбора максимально допустимой скорости резания труднообрабатываемых заготовок.

3. Дана рекомендация, что для снижения износа резцов и лопаток турбин при механической обработке и эксплуатации, соответственно, необходимо, чтобы скорость релаксационного разупрочнения была меньше скорости деформационного упрочнения материала.

4. Результаты исследования использованы при разработке учебного пособия к курсу лекций по программе бакалавриата 15.03.01_05 по дисциплине «Физика технологических процессов в машиностроении».

Апробация работы

Результаты работы докладывались на:

1. Неделе науки СПбПУ: материалы научной конференции с международным участием. Санкт-Петербург, **2016, 2017, 2019**.

2. Международной научно-практической конференции. Современное машиностроение. Наука и образование ММЕSE. Санкт-Петербург, **2017, 2019, 2021**.

3. IV Всероссийской научно-технической конференции «Климат-2019: Современные подходы к оценке воздействия внешних факторов на материалы и сложные технические системы». Геленджик, ГЦКИ ВИАМ им. Г.В. Акимова. 16 - 17 мая **2019**.

4. Международной конференции «New Materials and Technologies in Mechanical Engineering», ИММиТ, 12 - 15 марта **2019**.

5. Международной конференции «Material Science: Composites, Alloys and Materials Chemistry» (MS-SAMC-2019), ИММиТ, 20-21 ноября **2019**.

Публикации

Основные результаты исследований были опубликованы в **20** рецензируемых

статьях, в том числе: **2**-х в журналах, индексируемых в ВАК РФ; **7**-ми в Scopus, Web of Science и **11**-ти в журналах, индексируемых в РИНЦ.

Представление научного доклада: основные положения

1. Постановка и решение задач изучения закономерностей структурных и фазовых изменений в зоне контактного взаимодействия поверхности титановых лопатках паровых турбин при их механической обработке и дальнейшей эксплуатации в условиях каплеударной эрозии.
2. Структурно-фазовые превращения протекающие в материале лопатки в зоне контактного взаимодействия с инструментом на этапе механической обработки.
3. Структурно-фазовые превращения протекающие в материале лопатки в зоне контактного взаимодействия с циклирующим потоком высокоскоростных частиц пара на этапе эксплуатации.
4. Влияние скорости обработки, приложенных сдвиговых контактных напряжений и геометрии инструмента на вид пластической деформации (продольную или поперечную).

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

1. Объект исследования - лопатка паровой турбины.

Предмет исследования - повышение износостойкости резцов и входных кромок паровых лопаток при больших скоростях механической обработки и каплеударной эрозии.

2. Результаты и их обсуждение

2.1. Методика и материалы

Материалом для исследования являлись заготовки предназначенных для лопаток паровых турбин из труднообрабатываемых титановых сплавов ВТ-23, ВТ-6, ТС5 и для сравнения из легкообрабатываемого сплава АМц на основе алюминия, среднеобрабатываемых сталей 45 и ХВГ после отжига. Химический состав и механические свойства представлены в таблицах 1 и 2.

Исследованные материалы подвергались лезвийной обработке без смазки резцом ВК8 со скоростью от 2 до 275 м/мин, глубиной резания $t=0,3$ мм, с углами заточки $\varphi=45^\circ$; $\varphi_1=15^\circ$; $\alpha=6^\circ$; $\gamma=12^\circ$, с коэффициентами K_m легкой (1.0), средней (0.8, 0.7), трудной обрабатываемости (0.35, 0.3, 0.25); с линейным износом инструмента (14, 25, 31, 365 мкм при скорости 120 м/мин). По мере увеличения коэффициента труднообрабатываемости, сплавы располагались АМц→Ст45→ХВГ→ТС5→ВТ6→ВТ23.

Каплеударное воздействие частиц пара происходило при скоростях от 300 до 600 м/с, вызывающее пластическую деформацию со скоростью от $4 \cdot 10^4$ до $1 \cdot 10^5$ сек⁻¹.

Для испытания на твердость использовали микротвердомеры ПМТ 3М, FUTURE-TECH и CSM Micro Indentation Tester.

Таблица 1. Химический состав и свойства сплавов

Сплав	Содержание легирующих элементов, вес. %	Коэффициент и характер обрабатываемости, Км,		Линейный износ, мкм
АМц	AL -1,5Mn -0,7Fe -0,6Si -0,2Cu -0,1Zn	Легкая	1,0	14
Ст. 45	Fe -0,45C -0,25Ni -0,25Cu -0,2Cr -0,6Mn -0,3Si	Средняя	0,8	25
ХВГ	Fe -1C -1,5W -1Cr -1Mn -0,3Si	Средняя	0,7	31
ТС5	Ti -5Al -2V -3Sn -2Zr	Трудная	0,35	-
BT-6	Ti -6Al -4V -0,3Zr -0,5Fe	Трудная	0,3	-
BT-23	Ti -5Al -5V -2Mo -1Cr -0,5Fe	Трудная	0,25	365

Таблица 2. Механические свойства сплавов

Сплав	Кристаллическая решётка	$\sigma_{0,2}$ МПа	σ_B МПа	ψ %	δ %	E МПа	G МПа
АМц	ГЦК	60	110	25	33	70000	27600
Ст. 45	ОЦК	360	610	20	10	145000	78000
ХВГ	ОЦК	375	725	38	25	164000	77000
ТС5	ГПУ	860	960	31	11,5	-	-
BT-6	ГПУ	908	980	35	12	115000	39200
BT-23	ГПУ	925	1100	47	14	112000	43300

2.2. Структурно-фазовые превращения протекающие в материале лопатки в зоне контактного взаимодействия с инструментом на этапе механической обработки.

Титановые сплавы относятся к категории труднообрабатываемых при их механической обработке. Даже при небольших скоростях резания, дорогой инструмент (резец) быстро изнашивается, что приводит к уменьшению производительности труда.

2.2.1. Результаты исследования износа инструмента с увеличением скорости механической обработки.

На рис.1 представлены схемы стружкообразования и зон контакта между заготовкой, резцом и стружкой, с отмеченными местами локализации пластической деформации ($\epsilon_{лок}$): сливной в АМц, рис. 1,а, рис. 4,в; элементной в ХВГ, рис.1, б; адиабатической в BT23, 1, в, рис. 5, в, г, д.

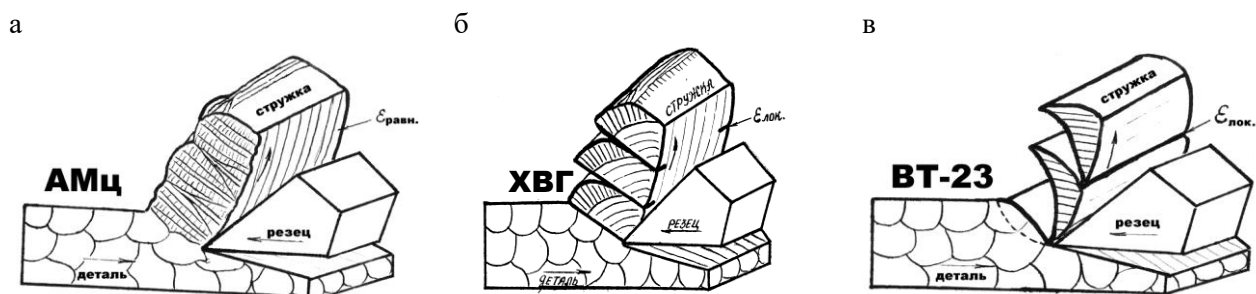


Рис. 1. Схемы стружкообразования: сливная стружка в АМц с равномерной пластической деформацией (а); элементная стружка в ст. ХВГ с начальной локализацией деформацией (б); стружка адиабатического сдвига в BT23 с сильной локализацией деформации (в) [10].

Осмотр стружки из сплавов АМц → ст.45 → ХВГ → ВТ23 показал, что с увеличением труднообрабатываемости, стружкообразование происходило по механизму равномерной → частично локализованной и → сильно локализованной пластической деформации в прирезцовой зоне.

В этом же направлении АМц → ст.45 → ХВГ → ВТ23 при скорости резания 120 м/мин возрастал износ резцов по величине 14 → 25 → 31 → 365 мкм, соответственно, рис. 2.

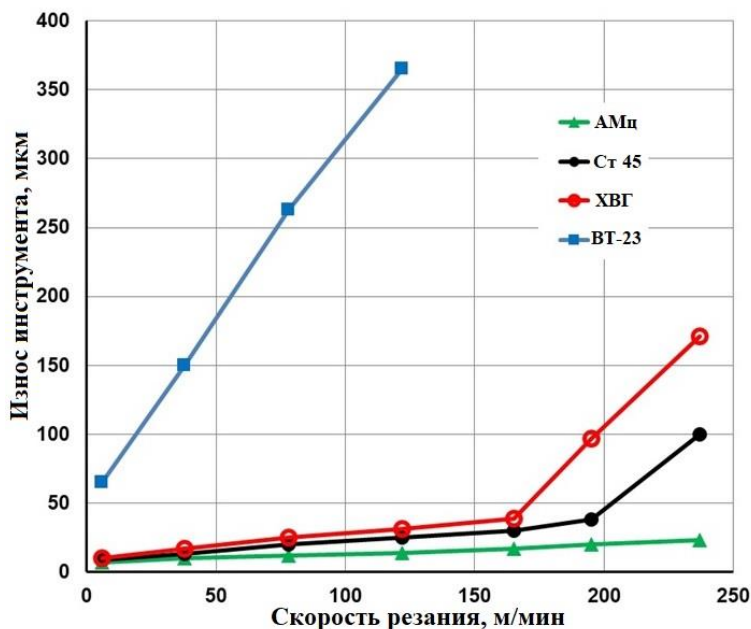


Рис. 2. Зависимость изменения линейного износа резцов от скорости резания сталей и сплавов АМц (1), ХВГ (2), Ст. 45 (3), ВТ23 (4) [10].

2.2.2. Результаты исследования микротвердости металла стружки.

При лезвийной обработке, инструмент формирует сжимающую волну пластической деформации. Поэтому, испытание на микротвердость исследованных сплавов является чувствительным методом для локальной оценки изменения свойств поверхности вдоль следа распространения волны.

Измерения производили с интервалом 20 мкм, под нагрузкой 20 грамм в двух зонах, вдоль «режущей кромки» и вдоль «свободной кромки» по ширине стружки из АМц и ВТ23.

Как показали измерения стружки из ВТ23, микротвердость изменялась волнообразно, с периодом 200 - 500 мкм, рис. 3, при средней твердости в исходном состоянии 3903 МПа. Период волны изменения микротвердости в среднем совпадал с шириной сегмента стружки. Наибольшие значения микротвердости наблюдали на границах сочленения сегментов стружки (4381 МПа).

Как было показано методом просвечивающей электронной микроскопии, вдоль границ сочленения сегментов стружки из ВТ23 были обнаружены узкие полосы шириной 2-5 мкм локализованной пластической деформации, ориентированные перпендикулярно направлению движения ударной волны. Внутри полос была обнаружена ультрамелкая дислокационная ячеистая структура размером 50 - 200 нм, рис. 5, б, с

микротвердостью 4381 МПа (на 480 МПа выше исходного).

Средние значения микротвердости по ширине стружки, измеренные вдоль «режущей» и «свободной» кромки, были равны 4421 и 3871 МПа, соответственно. Можно полагать, что в «прирезцовой (режущей)» зоне преобладало деформационное упрочнение. В то время как в «свободной» зоне, напротив, преобладали периодические релаксационные процессы, снижающие микротвердость (на 30 МПа ниже исходного). Как видно из рис.3, вдоль свободного края модуляция микротвердости оказалась более значительная, что возможно, связано с тепловыделением.

Как показали измерения микротвердости стружки из АМц, средние значения составили 1193 МПа, при исходной твердости 1056 МПа, рис. 3.

Таким образом, при высокоскоростном деформировании труднообрабатываемых двухфазных сплавов титана, происходило модулирование структуры и микротвердости относительно среднего значения, разбивая металл на мезо- объемы размером 200 - 500 мкм с равномерной деформацией, разделенных узкими полосами шириной 2 - 5 мкм с локализованной пластической деформацией, ориентированных перпендикулярно направлению удара. Внутри полос была обнаружена высокопрочная и твердая наноструктура размером 50 - 200 нм.

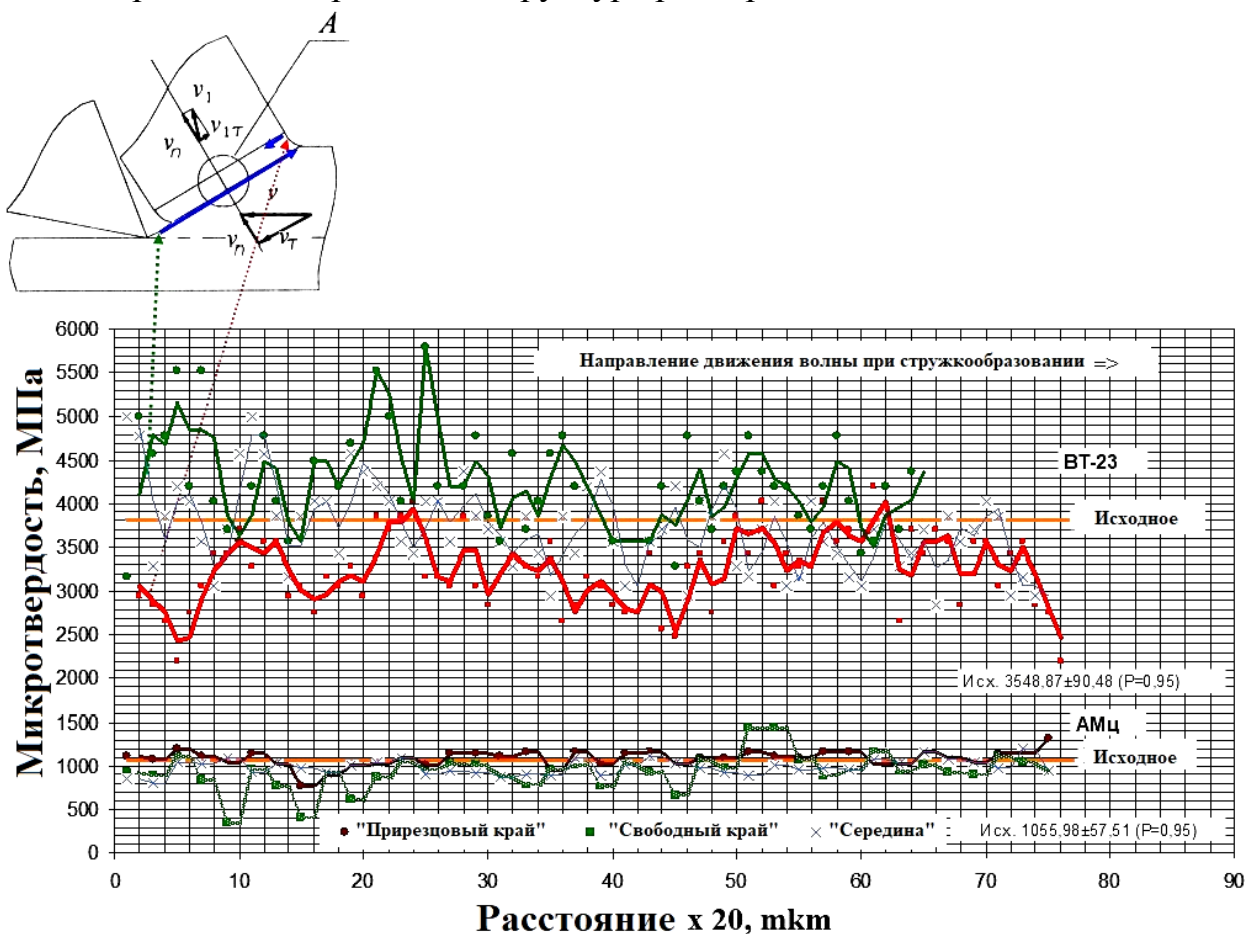


Рис. 3. Волнообразное изменения микротвердости металла стружки BT23 и АМц вдоль направления движения волны [10].

2.2.3. Результаты исследования структуры металла стружки

На рис. 4 представлена структура алюминиевого сплава до, рис. 4, а, и после, рис. 4, б, лезвийной обработки. Равноосные зерна превратились в сильно деформированную дислокационную субзеренную структуру с размером 0,3-0,9 мкм.

Как видно из рис. 4, в и рис. 4, г, при скорости, свыше определенной (6000 м/мин) при резании даже легкообрабатываемых алюминиевых сплавов, начинается модулирование структуры и локализация пластической деформации.

Структура заготовки сплава ВТ23 состояла из колоний параллельных пластин α - и разделяющих их β - прослоек, рис. 5 а [1-3].

После лезвийной обработки, в стружке наблюдали сильную локализацию пластической деформации вдоль наноструктурированных границ раздела, периодически повторяющихся мезо- объемов размером 200-500 мкм, расположенных перпендикулярно направлению удара, рис. 5 б.

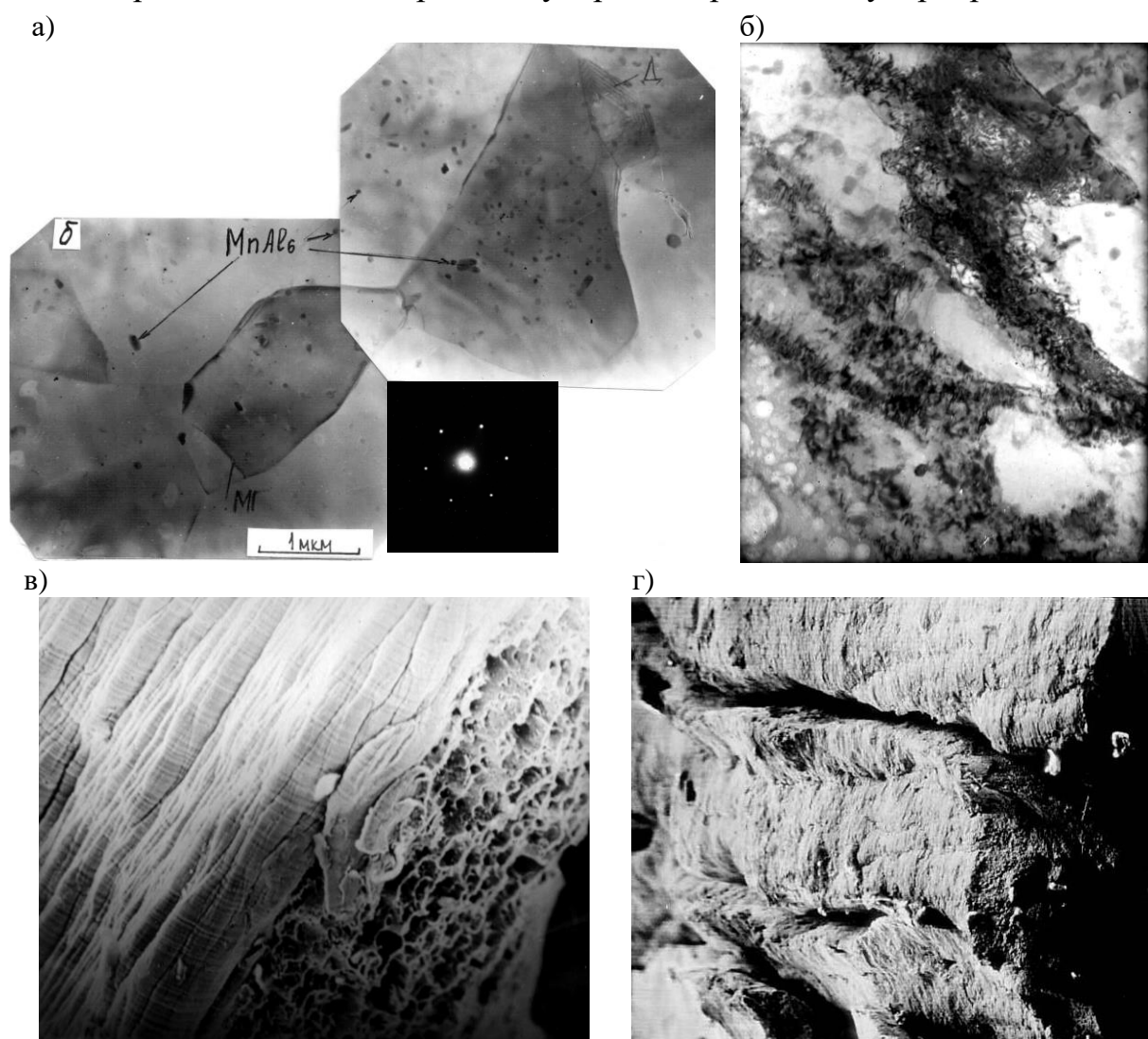


Рис. 4. Электронно-микроскопические снимки стружек из АМц до (а) и после механической обработки со скоростью резания 230 (б, в) и 6000 (г) м/мин. х 24000 (а, б), х 250 (в, г)

В стыках сегментов стружек шириной 2-5 мкм формировались вторичные не травящиеся структуры («светлые зоны») с повышенной твердостью. Вероятно, такая модуляция структуры, пластической

деформации и микротвердости происходила за счет внутренних диссипативных процессов (перестройки дислокационной структуры и перераспределения легирующих элементов).

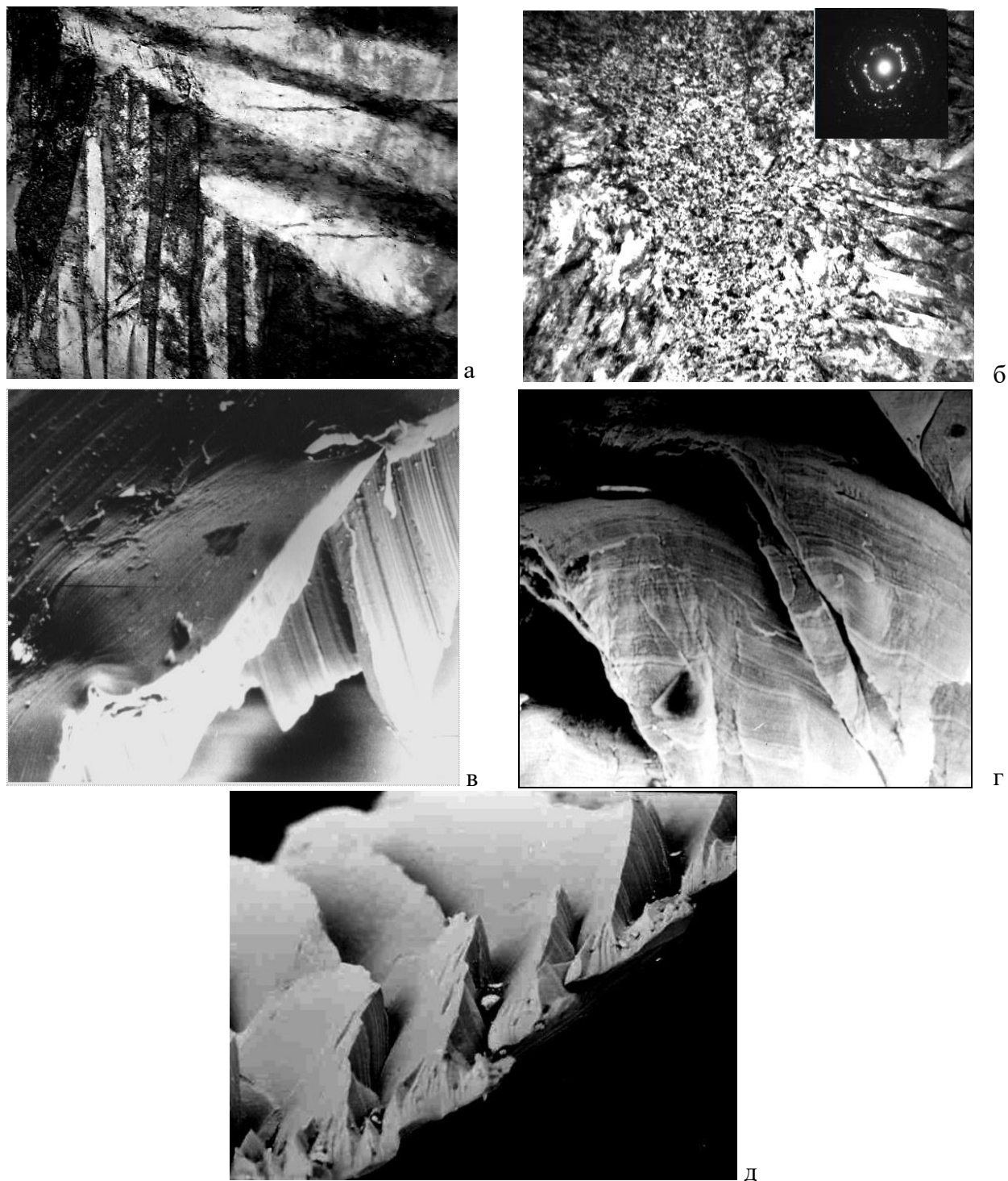


Рис. 5. Электронно-микроскопические снимки стружек из VT-23 до (а), после (б, в, г, д) после механической обработки со скоростью 120 м/мин. x 400 (в, г, д), x 13000 (а), x 24000 (б).

Как видно из рис. 5, в, г, д, сегменты стружки из VT-23 после периодической локализации сдвиговой деформации, поворачивались за счет ротационной деформации, вероятно, для снятия/стабилизации возникших в системе внутренних напряжений.

При больших скоростях механической обработки периодическая локализация пластической деформации (модулирование), приводят к разрушению, однако, описанная выше, релаксационная способность двухфазных сплавов титана создает возможность подключения защитных разворотов сегментов стружки и затрудняет разрушение, и поэтому, трудно обрабатывается.

2.3. Структурно-фазовые изменения протекающие в материале лопатки в зоне контактного взаимодействия с циклирующим потоком высокоскоростных частиц пара на этапе эксплуатации.

При эксплуатации в условиях циклирующего ударного воздействия потока частиц пара со скоростью от 300 до 600 м/с, лопатки паровых турбин из двухфазных титановых сплавов, по сравнению со сталями, работают дольше, рис.6. За время работы, рабочие лопатки, и, особенно, их входные кромки, интенсивно изнашиваются (разрушаются), что сопровождается изменением их геометрии и потери мощности.

Средний срок службы турбины до формирования катастрофического износа составляет 70000 часов. Различают три этапа износа лопаток: 1) подповерхностное «скрытое» зарождение несплошностей; 2) эрозионное разрушение с большой скоростью; 3) ослабление каплеударной эрозии при формировании на поверхности лопаток неких защитных геометрических, структурно-фазовых и др. факторов, рис. 7. До конца третья стадия эксплуатации лопаток пока не изучена.

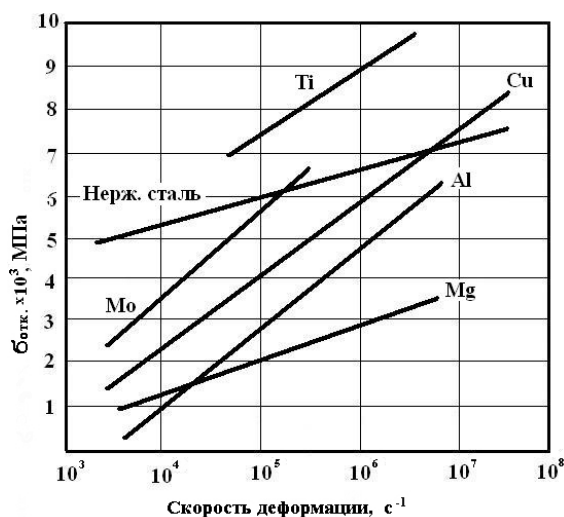


Рис. 6. Откольная прочности материалов [3]

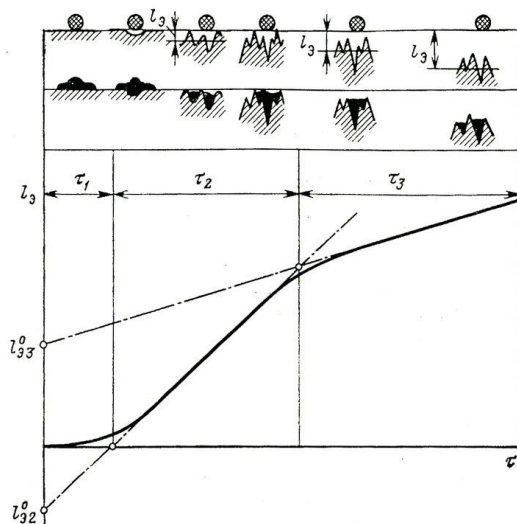


Рис.7. Три этапа износа лопаток [3]

Исследовали реальные лопатки паровой турбины АЭС из титанового сплава TC5, отработавшие 70000 часов (8 лет), рис. 8 и снятые с эксплуатации на третьем этапе после стабилизации поверхности и уменьшения скорости каплеударной эрозии, рис. 7.

Образцы (шлифы) были вырезаны из входной кромки лопаток в трех взаимно перпендикулярных сечениях, согласно схеме, рис. 9, 1- направление движения высокоскоростных частиц пара, 2, 3 - плоскости, соответствующие движению частиц вдоль поперечного и продольного сечений лопатки.

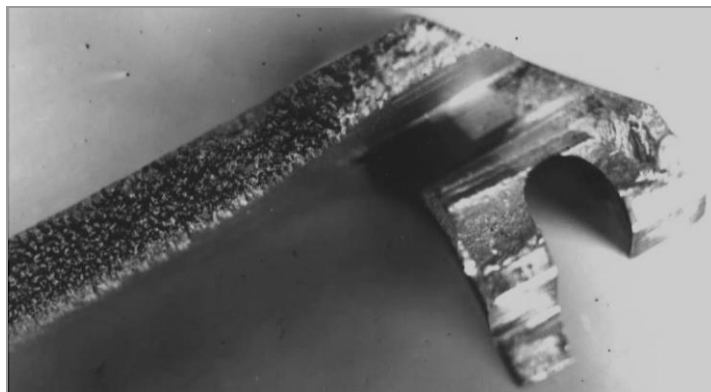
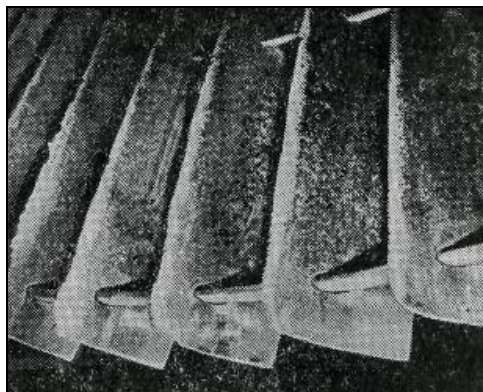


Рис. 8. Каплеударный износ (разрушение) входных кромок рабочих лопаток из титанового сплава TC5, отработавших 70000 часов на АЭС в зоне контактного взаимодействия с циклирующим потоком высокоскоростных частиц пара с решеткой (а) и отдельной лопаткой (б).

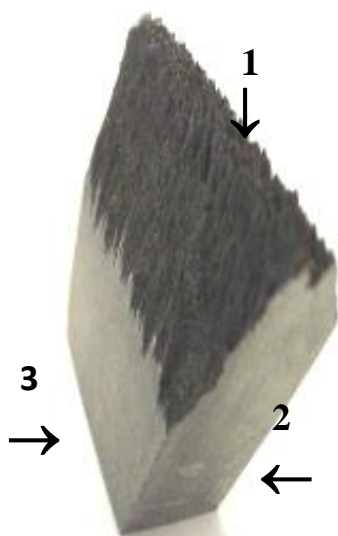


Рис. 9. Схема подготовки шлифов для исследования.

2.3.1. Морфология поверхности входной кромки паровой лопатки после эксплуатации.

Как показали результаты исследования, рис. 10, а-г, эродированная поверхность входной кромки лопатки после эксплуатации представляла собой набор периодически повторяющихся сегментов пирамидального типа, разделенных следами сильной локализации пластической деформации. Размер сегмента составлял 400-700 мкм (в среднем 550 мкм).

В подповерхностном слое вблизи границ сочленения двух соседних сегментов, наблюдали микротрещины “иглообразные” и “подковообразные” в плоскостях № 2, (рис. 10, ж) и № 3, (рис. 10, з-е), соответственно, которые, вероятно, зародились в связи с исчерпанием локализованной пластической деформации вдоль границ сегментов.

На рис. 10, д представлена фотография в плоскости № 1 структуры непосредственно под входной кромкой эродированной лопатки через 8 лет эксплуатации. Четко видны тройные стыки оснований пирамидальных сегментов размером от 300 до 600 мкм. Видны следы множественных полос скольжения и сильной локализации деформации в тройных стыках.

Вершины пирамид имели винтообразное строение чаще с шестью лопастями, в центре вершин, практически всегда имелся кратер (диаметром 8...10 мкм), вокруг которого на склонах формировались концентрические борозды.

Как видно из рис. 10, а, в, г, сегменты эродированной поверхности из TC5 после периодической локализации сдвиговой деформации, поворачивались за счет ротационной деформации, вероятно, для снятия/стабилизации возникших в системе внутренних напряжений. Это похоже на

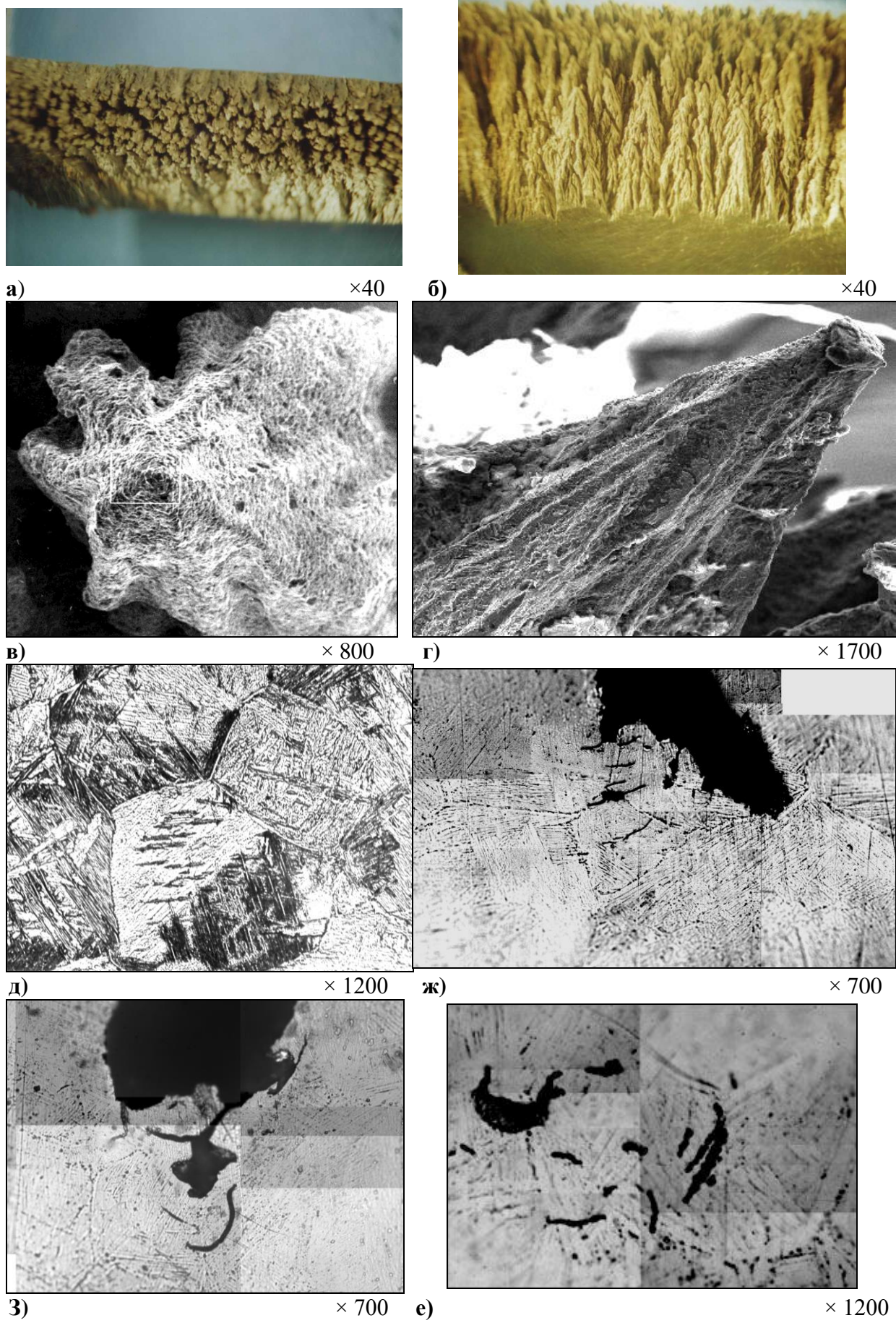


Рис. 10. Морфология эродированной поверхности лопаток паровых турбин

подключение защитных поворотных мод, затрудняющих достижение исчерпания пластической деформации, необходимой для разрушения.

Как видно из рис. 10, ж и рис. 10, з, рост “иглообразных” и “подковообразных” трещин происходил в направлении скоростного движения частиц пара (вдоль направления 1, рис. 9). Этому процессу тормозило зарождение в плоскостях № 2 и № 3 множественных поперечных микротрещин, ориентированных перпендикулярно движению частиц пара (перпендикулярно направлению 1, рис. 9).

Как видно из рис. 10, е, тормозной механизм ударной волны заключался в точечном распаде дисперсных прослоек β - фазы, переходе их в α'' - фазу (мягкий орторомбический мартенсит деформации) (см. табл. 3) и последующем слиянии. Причем фазовый переход проходил по только кристаллографическим плоскостям $\{110\}\beta \parallel \{0001\}\alpha$, то есть приблизительно перпендикулярно направлению вытянутости колониям α - пластин и прослоек β - фазы.

Таким образом, В двухфазных сплавах титана под действием циклирующего потока высокоскоростных частиц пара, β - фаза превращается в α'' - фазу (мягкий мартенсит деформации), что тормозит ударную волну и повышает срок службы лопаток паровых турбин.

2.3.2. Оценка микротвердости эродированного материала рабочей лопатки турбины.

Измерения производили вдоль движения ударной волны с интервалом 20 мкм от поверхности, под нагрузкой 20 грамм на шлифах в плоскостях №1, №2, №3 (рис. 9), средние значения микротвердости в которых представлены в табл. 3.

Таблица 3. Результаты измерения микротвердости лопатки вдоль ударной волны

Плоскость №1 входная кромка	Плоскость №2 поперечное сечение		Плоскость №3 продольное сечение		Исходное состояние
Движение ударной волны на расстоянии от поверхности лопатки турбины:					
0,001 мм	5-10 мм	25-30 мм	5-10 мм	25-30 мм	
Микротвердость, МПа					
2504	3970	3924	3240	3550	3355

Оказалось, что в плоскости №1 (входная кромка) достигались минимальные значения микротвердости 2504 МПа (на 850 МПа меньше исходного). Напротив, в плоскости №2 (поперечное сечение) наблюдалось упрочнение с микротвердостью 3970 МПа (на 600 МПа больше исходного). В плоскости №3 (продольное сечение) по мере движения ударной волны от поверхности эродированной входной кромки, сначала наблюдали небольшое разупрочнение, а далее упрочнение по сравнению с исходным состоянием.

Как показали результаты пошагового измерения в плоскости №3, микротвердость изменялась волнообразно относительно исходного состояния 3355 МПа, с периодом 400-700 мкм, рис. 11. Вблизи края входной кромки на глубине 40-50 мкм наблюдали значительное разупрочнение со средней

микротвердостью 1750 МПа (в 2 раза меньше исходного). Можно полагать, что такое разупрочнение поверхности связано с распадом прослоек β - фазы и переходе их в мягкий орторомбический мартенсит деформации α'' - фазу (см. табл. 4). Или подключением поворотного механизма пластической деформации для снятия внутренних напряжений в поверхностном слое.

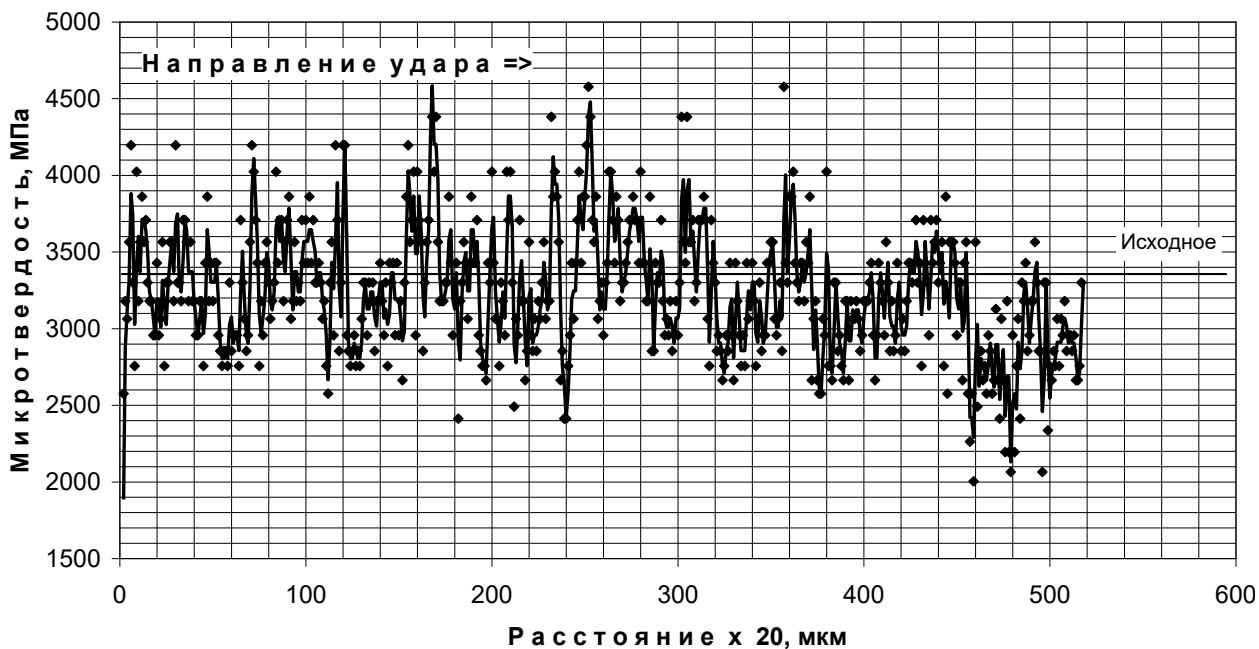


Рис. 11. Волнообразное изменение микротвердости лопатки вдоль движения ударной волны в плоскости №3.

2.3.3. Рентгеноструктурный анализ эродированного материала рабочей лопатки турбины.

Фазовый анализ лопаток производили вдоль движения ударной волны на шлифах в плоскостях №1, №2, №3 (рис. 9), результаты исследования в которых представлены в табл. 4.

Видно, что через 8 лет эксплуатации лопатки, в ней произошли не только структурные, но и фазовые изменения. Наблюдали значительный распад (уменьшение) β - фазы, её содержание в плоскости №1 (входной кромки) уменьшилось в 5 раз и появилась α'' - фаза, по сравнению с исходным. Что объясняется релаксационным $\beta \rightarrow \alpha''$ превращением в материале лопатки в плоскости №1. Напротив, в плоскости №2 (поперечное сечение) наблюдалось повышение не только микротвердости (упруго-напряженного состояния), но и содержания прослоек β - фазы, с меньшим, по сравнению с исходным, параметром решетки β - фазы, почти в 3 раза.

При больших скоростях каплеударной эрозии периодическая локализация пластической деформации (модулирование), приводят к разрушению, однако, описанная выше, релаксационная способность двухфазных сплавов титана создает возможность подключения защитных разворотов пирамидальных сегментов и затрудняет разрушение, поэтому, на третьем этапе после стабилизации поверхности, происходит уменьшение скорости каплеударной эрозии, (рис. 7).

Таблица 4. Результаты измерения фазового состава лопатки вдоль ударной волны

Фаза	Плоскость №1	Плоскость №2		Плоскость №3		Исходное состояние
	входная кромка	поперечное сечение		продольное сечение		
	Движение ударной волны на расстоянии от поверхности лопатки турбины:					
	0,001 мм	5-10 мм	25-30 мм	5-10 мм	25-30 мм	
Межплоскостные расстояния β - фазы, А						
β 200	–	1,6182	1,6217	1,6217	1,6234	1,6261
β 110	–	2,2869	2,2869	2,2814	2,2925	2,3010
Параметры решетки β - фазы, А						
a_β	–	3,236	3,242	3,242	3,247	3,252
Содержание β - фазы, %						
β , %	0,50	6,29	5,14	3,62	3,07	2,32
Межплоскостные расстояния α - фазы, А						
α 012	–	1,7186	1,7186	1,7186	1,7216	1,7242
α 002	–	2,3382	2,3382	–	2,3382	2,3382
α 010	–	2,5425	2,5425	2,5286	2,5425	2,4880
Параметры решетки α - фазы, А						
a_α	2,947	2,943	2,943	2,929	2,934	2,943
Межплоскостные расстояния α'' - фазы, А						
α'' 112	1,7307	–	–	–	–	–
α'' 002	2,3260	–	–	–	–	–

2.4. Влияние величины относительных контактных сдвиговых напряжений и геометрии инструмента на вид пластической деформации (продольную и поперечную).

2.4.1. Результаты исследования сплавов с разным коэффициентом обрабатываемости, K_m , с помощью инструментального индентирования.

Как показали результаты (см. рис.3 и рис.11), процессы структурных и фазовых изменений в зоне контактного взаимодействия поверхности титановых лопаток паровых турбин при их механической обработке и дальнейшей эксплуатации в условиях каплеударной эрозии, по своей природе близки. Они имели похожие волнообразные изменения микротвердости (индентирования) в материале лопатки турбины, снятой с эксплуатации и в обработанной заготовке после резания вдоль движения ударной волны.

Поэтому, с помощью метода инструментального индентирования и специальных датчиков давления, были проведены измерения степени продольной пластической деформации (W_{plast}), микротвердости (H_{IT}), модуля упругости (E_{IT}), их отношения ($H_{\text{IT}}/E_{\text{IT}}$), по мере продвижения индентора на глубину материала от поверхности (h) при нагрузке и релаксации (R_{IT}) после разгрузки.

Индентирование является мягким способом нагружения, при котором касательные напряжения нарастают быстрее по сравнению с нормальными. Это приводит к изменению соотношения величины между поперечной и продольной пластической деформацией. Для разных материалов эти процессы связаны с их коэффициентами Пуассона (μ), которые изменяются в

диапазоне от 0,231 до 0,486. Для труднообрабатываемых сплавов титана μ оказываются максимальным.

При инструментальном индентировании поперечная пластическая деформация формирует валик по периметру отпечатка, а величина продольной деформации регистрируется датчиком на кончике алмазного индентора при его погружении на глубину (h) под действием нагрузки (F) в интервале от 10 до 1000 г, рис.12, а.

После 30 сек. выдержки, производили разгрузку. При этом, упругая деформация исчезала с одновременным восстановлением геометрии поверхности, (рис.12, б). Скорость разгрузки индентора (S) зависела от релаксационных свойств материала (R_{1T}).

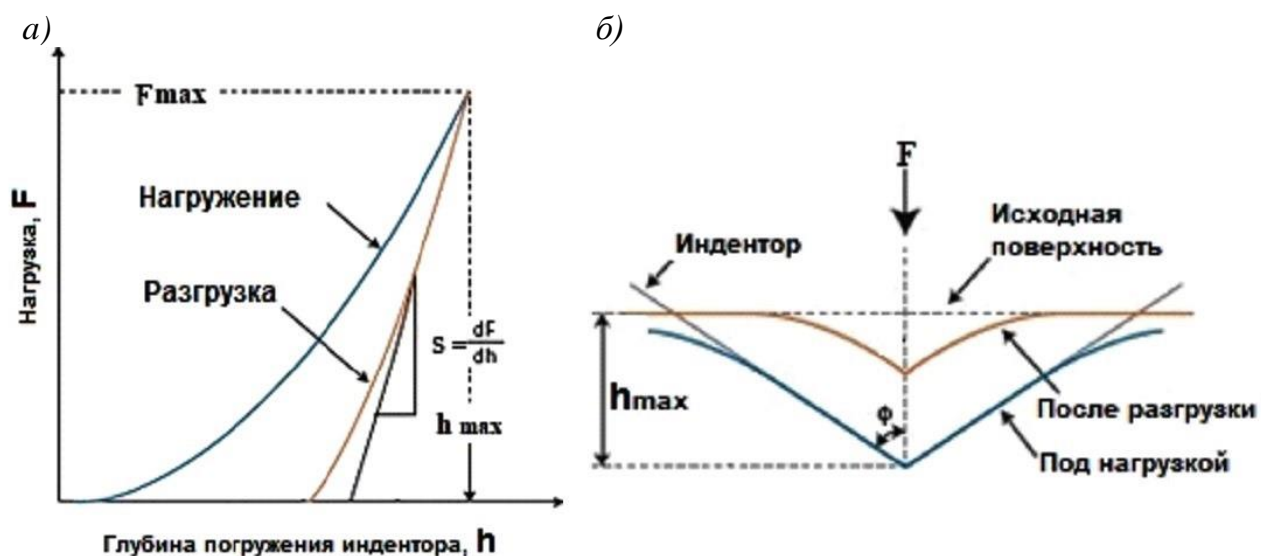


Рис. 12. Схема индентирования: а - погружение индентора на глубину h при нагрузке; б - восстановление геометрии поверхности после разгрузки.

Как видно из представленных на рис. 13, результатов, при индентировании *труднообрабатываемого* титанового сплава ВТ23, по сравнению со средне- (стали 45 и ХВГ) и легкообрабатываемым алюминиевым сплавом АМц, с увеличением нагрузки (F) в одинаковом интервале от 10 до 1000 г, остановка (локализация) продольной пластической деформации (W_{plast}) раньше всех начиналась в титановом сплаве уже на глубине 11 мкм. В легкообрабатываемом сплаве алюминия продольная деформации локализовалась на глубине 28 мкм и в сталях ХВГ и ст45 на глубине 13 и 15 мкм, соответственно. То есть в направлении АМц → Ст45 → ХВГ → ВТ23 при одинаковой нагрузке уменьшалась работа пластической деформации, совершенной индентором и его проникновение вглубь материала. Что, возможно, связано с уменьшением в том же направлении продольных контактных напряжений τ_{cont} и возрастанием релаксационных процессов.

Из литературы известно, что отношение инструментальной микротвёрдости материала к его модулю Юнга (H_{1T} / E_{1T}) коррелирует с его деформационным упрочнением. Исходя из рис. 14, в направлении АМц → Ст45 → ХВГ → ВТ23 упрочнение материала в зоне контакта возрастает.

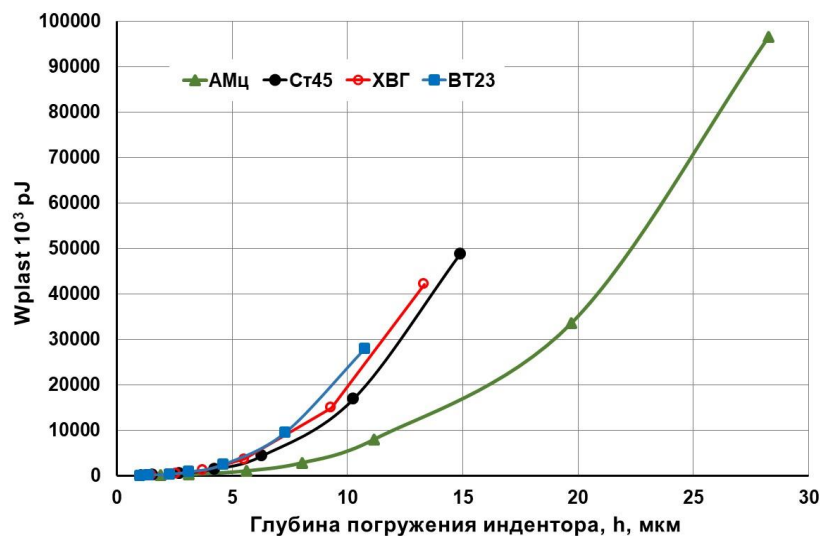


Рис. 13. Изменение продольной пластической деформации W_{plast} от глубины погружения индентора при нагрузке до 1000 г. для всех исследованных сплавов.

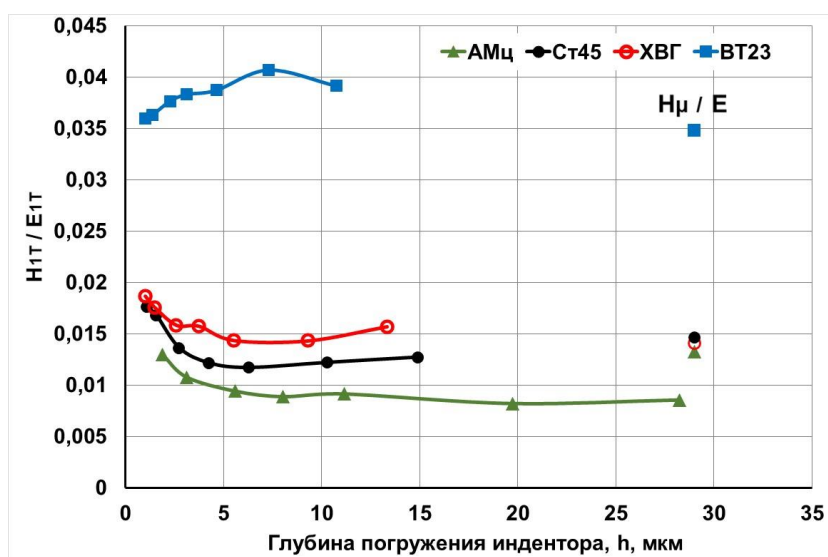


Рис. 14. Изменение деформационного упрочнения материалов (H_{1T} / E_{1T}) от глубины погружения индентора при нагрузке от 10 до 1000 г

На рис. 15 представлены результаты изменения величины релаксации (R_{1T}) исследованных материалов от глубины погружения индентора. Оказалось, что сплав титана ВТ23 обладал высокой релаксационной способностью, а сплав алюминия АМц - низкой.

На рис. 16 представлены сравнительные результаты изменения величин инструментальной микротвердости (H_{1T}) и релаксации (R_{1T}) от глубины погружения индентора в материалы сплавов ВТ23 и АМц.

В тонком поверхностном слое на глубине от 1,02 до 2,28 мкм в материале из титанового сплава, была обнаружена обратная зависимость между периодическим повышением инструментальной микротвёрдости H_{1T} (упрочнением) в интервале от 478 до 244 МПа и уменьшением R_{1T} (релаксации) в интервале от 0,14 до 0,09 % с интервалом от 0,37 до 0,90 мкм, (рис. 16).

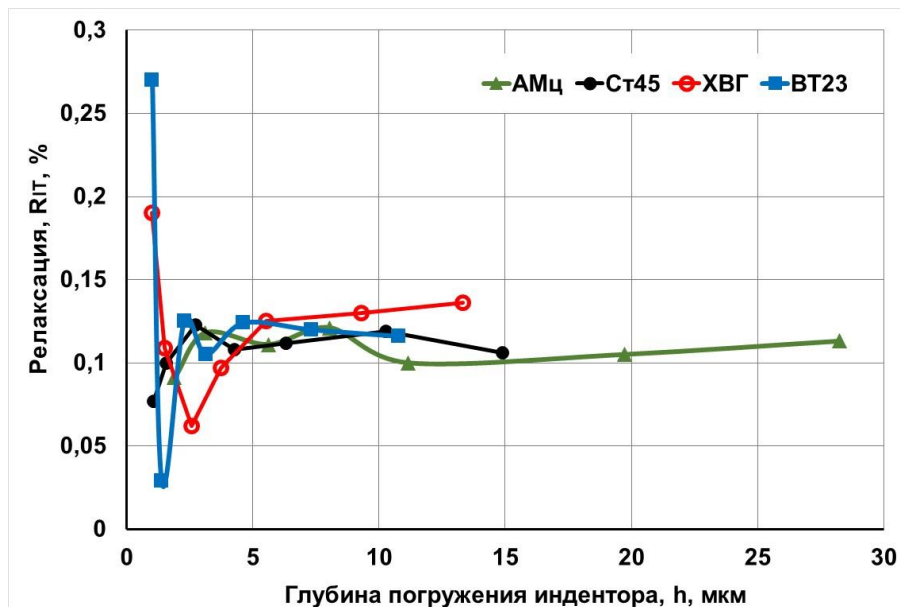


Рис. 15. Изменение релаксационных свойств материалов R_{IT} от глубины погружения индентора.

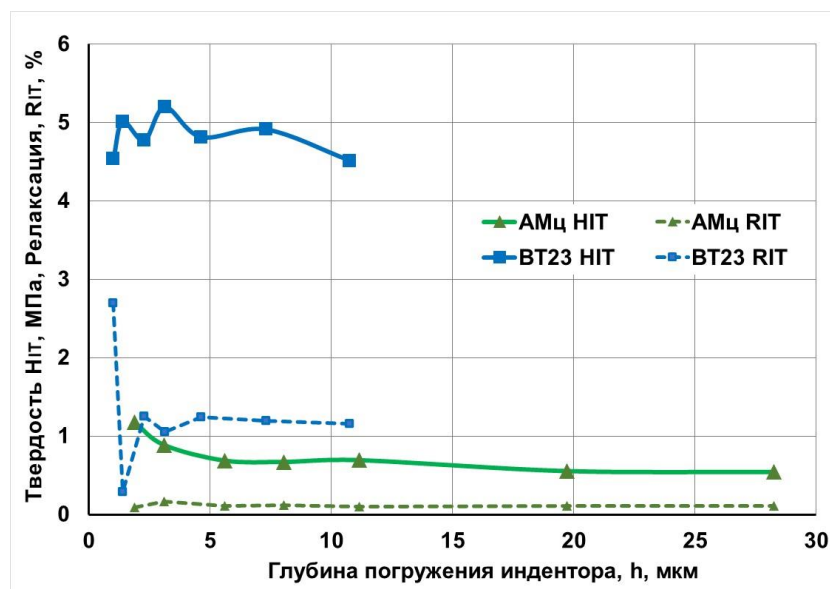


Рис. 16. сравнительные результаты изменения величин инструментальной микротвердости (H_{IT}) и релаксации (R_{IT}) от глубины погружения индентора в материалах сплавов ВТ23 и АМц.

Таким образом, при индентировании *труднообрабатываемого* титанового сплава ВТ23, по сравнению со средне- (стали 45 и ХВГ) и легкообрабатываемым алюминиевым сплавом АМц, с увеличением нагрузки от 10 до 1000 г, ранняя остановка (локализация) продольной пластической деформации (W_{plast}) в титановом сплаве происходила в связи с протеканием в контактной зоне периодических релаксационных процессов, снижающих продольные контактные напряжения $\tau_{конт}$.

2.4.2. *Влияние величины относительных контактных сдвиговых напряжений и геометрии инструмента на вид пластической деформации (продольную и поперечную).*

Поскольку индентирование является мягким способом нагружения, при котором касательные напряжения нарастают быстрее по сравнению с

нормальными, важна оценка соотношения величины между поперечной и продольной пластической деформацией,

На рис. 17 представлена схема формирования видов пластической деформации (продольной, поперечной) в зависимости от величины относительных контактных сдвиговых напряжений.

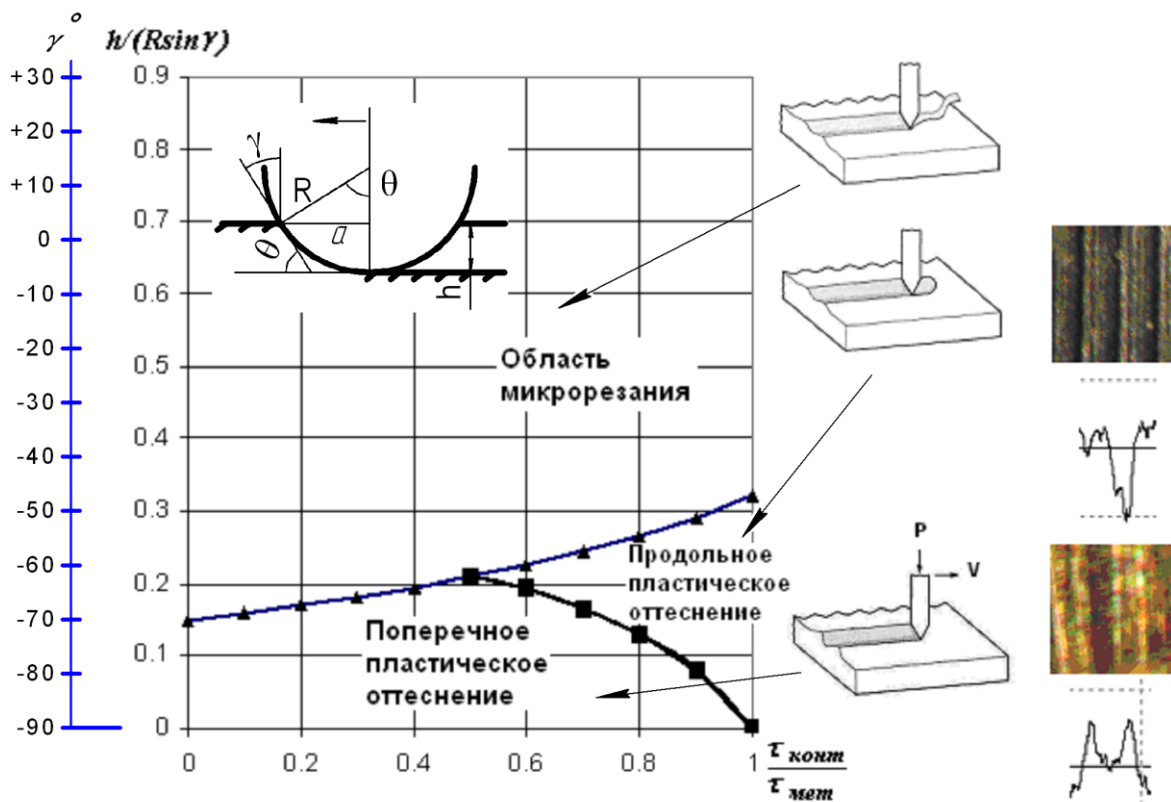


Рис. 17. Схема видов пластической деформации (продольной, поперечной) в зависимости от величины относительных контактных сдвиговых напряжений.

Согласно И.В. Крагельского отношение глубины погружения индентора (инструмента) h к радиусу индентора R и синусу переднего угла γ , то есть, параметр $(h./ R \sin.\gamma)$ характеризует уровень концентрации напряжений индентора (инструмента).

Сдвиговые напряжения исследованного материала в зоне контактирования рассчитывались по формуле:

$$\tau_{\text{конт}} = A G b \rho_{\text{д}}^{1/2} \quad (1)$$

где A – постоянная величина равная от 0.3 до 0.5; G – модуль упругости на сдвиг, b - вектор Бюргерса, $\rho_{\text{д}}$ – плотность дислокаций.

Параметр относительного контактного напряжения на сдвиг $(\tau_{\text{конт}} / \tau_{\text{мет}})$, принимали как отношение сдвигового контактного напряжения, $\tau_{\text{конт}}$ к критическому напряжению материала на сдвиг $(\tau_{\text{мет}})$.

$$\tau_{\text{мет}} = 2,5 \cdot 10^{-4} G \quad (2)$$

По формулам 1 и 2 были рассчитаны напряжения $\tau_{\text{конт}}$ и $\tau_{\text{мет}}$ и параметр относительного контактного напряжения на сдвиг $(\tau_{\text{конт}} / \tau_{\text{мет}})$, см. Табл.5. Результаты оценки износа индентора (инструмента), характера и

коэффициента обрабатываемости (K_m) материала были взяты из полученных экспериментальных данных, см. Табл.1 и раздел 2.2.1.

Таблица 5. Влияние относительных сдвиговых контактных напряжений на износ индентора (инструмента), характер и коэффициент обрабатываемости (K_m) материалов при резании и индентировании.

Сплав	μ Коэффициент Пуассона	$\rho \cdot 10^{12}$ m^{-2} [20]	α	$\tau_{\text{конт}}$ МПа	$\tau_{\text{мет}}$ МПа	$\frac{\tau_{\text{конт}}}{\tau_{\text{мет}}}$	Износ инструмента, мкм	Характер и коэффициент обрабатываемости, (K_m)	
АМц	0,3	13,69	0,3	6,19	6,9	0,89	14	Легкая	1,0
Ст 45	0,32	7,79	0,5	15,57	19,5	0,79	25	Средняя	0,8
ХВГ	0,33	6,66	0,5	14,40	19,3	0,75	31	Средняя	0,7
ВТ-23	0,43	2,80	0,2	2,16	10,8	0,19	365	Трудная	0,25

Как видно из полученных результатов, в направлении АМц → Ст45 → ХВГ → ВТ23: возрастали труднообрабатываемость, доля поперечной пластической деформации, деформационное упрочнение и релаксационное разупрочнение сплавов, износ индентора (инструмента); уменьшались относительное контактное напряжение на сдвиг ($\tau_{\text{конт}} / \tau_{\text{мет}}$).

Заключение

Работоспособность машин и механизмов зависит от сопротивления их материала к локализации пластической деформации и к зарождению в этих местах трещин, способных к распространению. Локализация деформации возможна вблизи поверхностей концентраторов, в месте формирования «шейки» в испытанном на растяжение образце, вдоль границ зерен и полос скольжения дислокаций.

Переход от равномерной к локализованной пластической деформации, в большинстве случаев, проходит при увеличении скорости и снижении температуры нагружения, в условиях усталости, скоростной лезвийной обработки, особенно из труднообрабатываемых сплавов на основе титана.

По результатам работы можно сделать следующие выводы:

1. Причиной значительного износа резов и входных кромок паровых лопаток при больших скоростях механической обработки и каплеударной эрозии является локализация пластической деформации, которая приводит к разрушению, а подключение защитной поворотной пластической деформации продлевает время до разрушения.
2. Изучены структурно-фазовые изменения протекающие в материале лопатки в зоне контактного взаимодействия с инструментом (в стружке) на этапе механической обработки. Под действием ударной волны происходило модулирование структуры и микротвердости относительно среднего значения, разбивая металл на мезо- объемы размером 200 - 500 мкм с

равномерной деформацией, разделенных узкими наноструктурированными полосами шириной 2 - 5 мкм с локализованной пластической деформацией, ориентированных перпендикулярно направлению удара.

3. Изучены структурно-фазовые превращения протекающие в материале лопатки в зоне контактного *взаимодействия с циклирующим потоком высокоскоростных частиц пара на этапе эксплуатации*. Показано, что в двухфазных титановых сплавах происходило модулирование структуры и микротвердости относительно среднего значения, металл разбивался на мезо-объемы размером 400 - 700 мкм с *равномерной деформацией*, разделенные узкими зонами с *локализованной пластической деформацией*, ориентированных перпендикулярно направлению удара. β - фаза, превращается в α'' - фазу (мягкий мартенсит деформации), что тормозит ударную волну и повышает срок службы лопаток паровых турбин.

4. Проведены исследования инструментального индентирования металлов с разным коэффициентом обрабатываемости, Км. Показано, что при индентировании *труднообрабатываемого* титанового сплава ВТ23, по сравнению со средне- (стали 45 и ХВГ) и легкообрабатываемым алюминиевым сплавом АМц, с увеличением нагрузки от 10 до 1000 г, ранняя остановка (локализация) продольной пластической деформации (W_{plast}) в титановом сплаве происходила в связи с протеканием в контактной зоне периодических релаксационных процессов, снижающих продольные контактные напряжения $\tau_{\text{конт}}$.

СПИСОК ТРУДОВ АВТОРА

Список работ, опубликованных по теме научно-квалификационной работы (диссертации)

Публикации в изданиях, рецензируемых ВАК, Scopus, Web of Science

1. Skotnikova M.A. Tsvetkova G.V., Lanina A.A., Krylov N.A., **Ivanova G.V.** Structural and phase transformation in material of blades of steam turbines from titanium alloy after technological treatment. Lecture Notes in Control and Information Sciences, **2015**, Volume 22 Pages 93-101. (**Scopus, Web of Science**).
2. Nikolay A. Krylov, Margarita A. Skotnikova, Galina V. Tsvetkova, **Galina V. Ivanova.** Influence of structure and phase composition of the material of steam turbine blades from titanium alloys on their resistance to erosive destruction. St. Petersburg Polytechnic University SPbPU. Journal of Engineering Sciences and Technology university Journal of Eng. 3(249) **2016**. – С. 89-96. ISSN 1994-2354. DOI 10.5862/JEST.249.10. (**ВАК**).
3. Krylov N.A. Tsvetkova G.V. Skotnikova M.A., **Ivanova G.V.** Resistance to erosive destruction of steam turbine blades from titanium alloys, their structure and phase composition. Materials Physics and Mechanics, 39(1), **2018**, pp. 128-134. (**Scopus**).
4. Скотникова М.А., **Иванова Г.В.**, Попов А.А., Паитова О.В. Локализация пластической деформации в ГПУ- кристаллах при вдавливании и царапании. Современное машиностроение. Наука и образование ММЕСЕ-2017, 22 - 23 июня **2017** г. т.6, 402-412
5. Margarita A. Skotnikova, **Galina V. Ivanova**, Alexander A. Popov, Olga V. Paitova. Localization of Plastic Deformation HCP—Crystals During Indentation and Scratching. Lecture Notes in Mechanical Engineering **2018** Page: 143-150. Book ISBN: 978-3-319-72928-2 (**Scopus, Web of Science**).

6. М.А. Скотникова, **Ivanova G.V.**, А.А. Стрельникова, А.А. Попов, И.С. Сяндюков. Локализация пластической деформации в аустенитной стали при низкотемпературном циклирующем нагружении. Современное машиностроение. Наука и образование ММЕСЕ-2019, 20 июня **2019** г. т.8, 444-464.
7. А. А. Strelnikova, **Г.В. Иванова**, М.А.Skotnikova, А. А. Popov., I.S. Syundyukov. Localization of Plastic Deformation in Austenitic Steel at Low-Temperature Cycling Loading. Lecture Notes in Mechanical Engineering. **2020**. pp. 175-182. [https://doi.org/ 10.1007/978-3-030-39500-1](https://doi.org/10.1007/978-3-030-39500-1). (**Scopus, Web of Science**).
8. Skotnikova M.A. Strelnikova A.A., **Ivanova G.V.** Macromechanism destruction of structurally and crystallographically textured titanium billets. Lecture Notes in Mechanical Engineering. **2020**, Springer, Cham, С. 1097-1105. DOI: 10.1007/978-3-030-22041-9_115. (**Scopus, Web of Science**).
9. Скотникова М.А, Стрельникова АА, **Иванова Г.В.** Макромеханизмы разрушения структурно и кристаллографически текстурированных титановых заготовок на воздухе и в морской воде. IV Всероссийская научно-техническая конференция «Климат-2019: Современные подходы к оценке воздействия внешних факторов на материалы и сложные технические системы». Геленджик, ГЦКИ ВИАМ им. Г.В. Акимова. 16.05.2019 — 17.05.2019. 2019. С. 147-160.
10. **Galina Ivanova**, Juozas Padgurskas, Vytenis Jankauskas Alexandr Popov, Svetlana Shasherina. Formation of Nanostructure and Tool Wear During Cutting Treatment of Titanium Alloy. Key Engineering Materials Submitted: 2019-03-11. ISSN: 1662-9795, Vol. 822, pp 677-683 Revised: 2019-03-18. © **2019** Trans Tech Publications Ltd, Switzerland (978-3-0357-1611-5). (**Scopus**).
11. Г. В. Цветкова, МА Скотникова, **Г.В. Иванова**. Основы теории трения. Основные характеристики поверхности трения. Уч. пособие. Санкт-Петербург: ПОЛИТЕХ-ПРЕСС, **2020** 69 с. ISBN 978-5-7422-6828-4.
12. Г. В. Цветкова, МА Скотникова, **Г.В. Иванова**, А.А. Москалец. Триботехнические материалы. Стали и чугуны. Уч. пособие. Санкт-Петербург: ПОЛИТЕХ-ПРЕСС, **2020** 61 с. ISBN 978-5-7422-6821-5.
13. Снетков В.В., Цветкова Г.В., **Иванова Г.В.** Программа для исследования смачиваемости поверхностей и поверхностного натяжения жидкости, Wettability. Свидетельство государственной регистрации программы для ЭВМ RU, № 2020610991, 23.01.2020. Заявка № 2019667657.
14. J. Padgurskas, А.А. Popov, **Ivanova G.V.**, М.А.Skotnikova G.V. Tsvetkova. Localization of Plastic Deformation in HCP-, BCC- and FCC-Alloys at Indentation. Materials Today: Proceedings. Elsevier, Available online 14 February **2020**. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.01.443>. (**Scopus**).
15. А.А. Попов, М.А. Скотникова, **Г.В. Иванова**, Г.В. Цветкова. Свойства поверхности сплавов с помощью инструментального индентирования. Известия ВУЗов. Приборостроение, том 63, № 5 / май, **2020**. ISSN 0021-3454. (ВАК).

Аспирант _____ **Иванова Г.В.**
(подпись)