

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛЕ ЛОПАТОК ПАРОВЫХ ТУРБИН ИЗ СПЛАВОВ ТИТАНА ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ОБРАБОТКИ

Скотникова М.А.¹, Мартынов М.А.¹, Чижик Т.А.², Крылов Н.А.¹, Ланина А.А.¹,
Иванова Г.В.¹, Федоров Г.В.¹, Галышев А.А.¹, Иванов Е.К.¹.

¹- Санкт-Петербургский Институт машиностроения (ЛМЗ-ВТУЗ)

²- ОАО Ленинградский Металлический завод

Введение

Сегодня, мы стоим на пути необходимости создания научно-обоснованных, контролируемых технологических процессов, что обеспечит повышение качества и надежности работы деталей машин и конструкций, увеличение их срока эксплуатации [1-4].

В последние десятилетия в связи с использованием в энергетическом машиностроении паровых турбин АЭС повышенной мощности, проблема эрозионного износа рабочих лопаток последних ступеней приобрела первостепенное значение. В результате каплеударного воздействия частиц пара со скоростью 300...600 м/сек, в поверхностном слое лопаток паровых турбин развивается эрозионное разрушение. Принцип действия паровой турбины схож с принципом действия ветряной мельницы, в которой воздушный поток вращает лопасти и совершает работу. В турбине пар вращает лопатки, расположенные по кругу на роторе. Ротор турбины жестко связан с ротором генератора, который вырабатывает ток. Набегающий поток ударяющих частиц пара движется по направлению оси вращения ротора, вдоль оси y в системе координат представленной на **рис.1**. [5]. Начало координат помещено в геометрическом центре корневого сечения лопатки; ось z направлена по радиусу от оси вращения ротора; ось x – по направлению окружной скорости центра корневого сечения, а ось y – параллельно оси ротора в сторону вектора угловой скорости. Оси ξ , η – главные центральные оси сечения; β_y – установочный угол, **рис. 2**. Главная ось η примерно параллельна хорде профиля. Поэтому приблизительно $\beta = 90^\circ - \beta_y$ (где β – угол между осями ξ и x). Рабочие лопатки закреплены таким образом, что их плоскость повернута относительно на некоторый угол, этот угол в аэродинамике называют углом атаки. Лопатка стоит на пути движения пара. Когда поток сталкивается с лопаткой, он тормозится и изменяет направление движения, обтекая лопатку. При этом формируется результирующая сила направленная перпендикулярно оси ротора и создающая крутящий момент, который заставляет ротор вращаться.

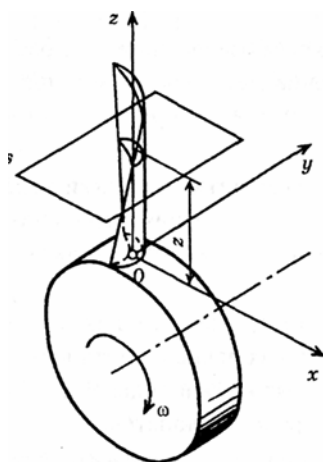


Рис.1. Поперечное сечение лопатки паровой турбины плоскостью S , перпендикулярной оси z

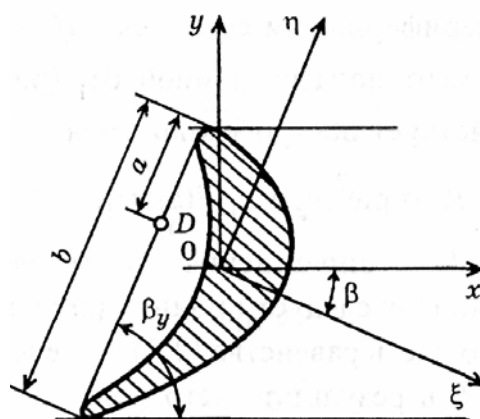


Рис.2. Профиль лопатки паровой турбины и ее координатные оси [6]

Путем длительных исследований и сложных расчетов была определена оптимальная форма рабочей лопатки для максимального использования энергии расширяющегося пара и максимального КПД. Паровые лопатки работают в условиях высоких каплеударных нагрузок, что приводит к интенсивному эрозионному износу (разрушению) их входных кромок, снижению КПД турбины АЭС [5,6]. Их эрозия возрастает по мере увеличения длины и окружной скорости лопаток и, следовательно, по мере увеличения скорости соударения с частицами капель пара от 300 до 600 м/с.

Известно, что сплавы на основе титана, по сравнению со сталями, обладают относительно более высокой стойкостью к ударным нагрузкам, **рис.3**. [7].

Во время эксплуатации паровых лопаток, интенсивность нарастания скорости эрозии немонотонна. Различают три типичных этапа протекания процессов эрозии (глубины эрозионного износа) во времени, **рис.4**. На **первом этапе** τ_1 , в так называемом инкубационном периоде, видимых повреждений поверхности нет, потерь массы материала зафиксировать не удастся. В ряде работ показано, что собственно эрозии материала предшествует рост микронапряжений, увеличение в металле лопатки плотности дислокаций предельного значения 10^{12} - 10^{13} см^{-1} [6]. **Второй этап** τ_2 характеризуется тем, что в нем имеет место максимальная скорость эрозии и в течение этого отрезка времени она остаётся практически постоянной. На **третьем этапе** τ_3 , по различным причинам эрозия ослабевает.

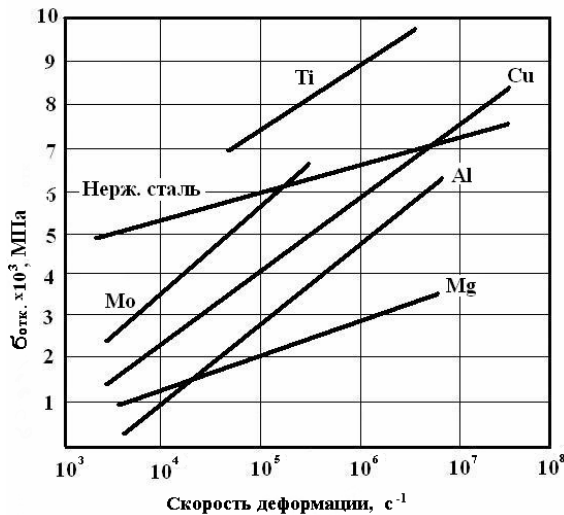


Рис.3. Сравнительные результаты откольной прочности различных материалов [7]

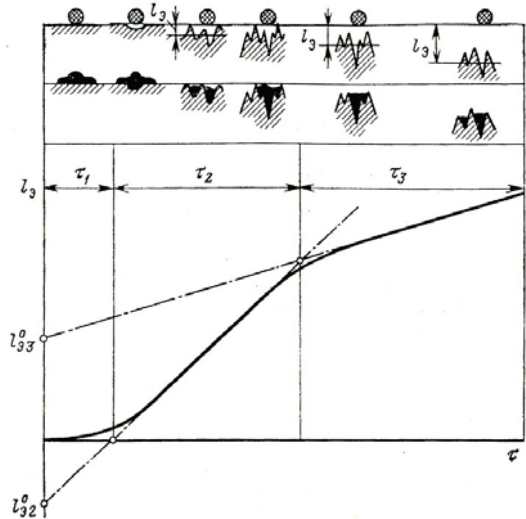


Рис.4. Характерная кинетическая кривая каплеударной эрозии металла лопаток [6]

В литературе известны лишь качественные объяснения вида кинетической кривой износа, основанные на представлениях об изменении характера взаимодействия между каплей и поверхностью в результате изменений рельефа эродированной поверхности. Согласно этим представлениям по истечении инкубационного периода (первого этапа износа), на поверхности с высокой скоростью появляются и накапливаются разрушения, возрастает глубина впадин (второй этап износа). Далее, когда углубления впадин достигают нескольких диаметров капель, заостряются перемычки между кавернами, поверхность приобретает «сотовую» и иглообразную форму, типичную для эрозии турбинных лопаток, происходит уменьшение скорости износа (третий этап износа) [6].

К сожалению, сегодня остаются неясными основные причины, физическая сущность формирования и накопления эрозионной повреждаемости поверхности лопаточных материалов в результате высокоскоростного каплеударного воздействия.

Целью данной работы было исследование структурно-фазовых изменений и свойств в различных сечениях паровой лопатки из титанового сплава TC5 вдоль направления движения ударной волны при скоростью нагружения 300...600 м/с.

1. Материалы и методика исследований

Методами оптической металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, исследованы структурные и фазовые превращения происходящих в материале паровых лопаток из двухфазного ($\alpha+\beta$) титанового сплава TC5 до и после каплеударного нагружения со скоростью 300...600 м/с, что соответствовало диапазону скоростей деформации $4 \cdot 10^4$... $1 \cdot 10^5$ сек $^{-1}$.

На **рис.5** представлены фотографии эрозионного износа входных кромок, возникшего в материале на поверхности паровых лопаток 5-ой ступени ЦНД из титанового сплава TC5 отработавших 7000 часов на Южно-Украинской АЭС.

Титановый сплав TC5 относится к псевдо- α - сплавам (коэффициент β - стабилизации $K_\beta = 0,13$) с низким содержанием второй фазовой составляющей (β -фазы 2...5 %). Сплав обладает довольно хорошими технологическими свойствами при металлургическом переделе, высокой коррозионной стойкостью и хорошей свариваемостью. Химический состав и механические свойства сплава TC5 представлены в таблицах 1 и 2.

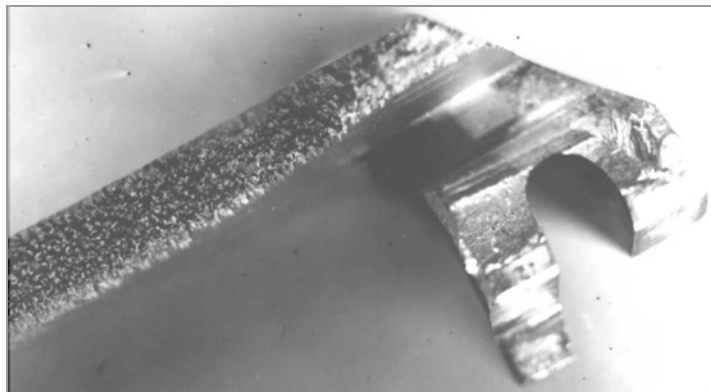
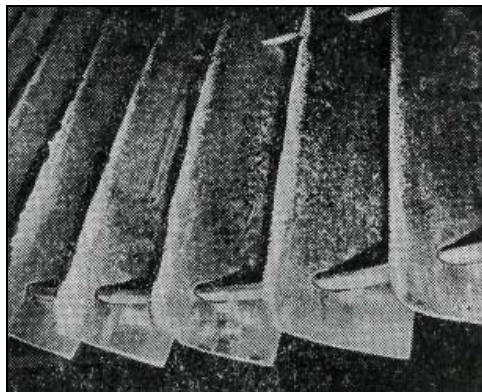


Рис.5. Эрозионное разрушение (износ) контактной поверхности входных кромок рабочих лопаток решетки (а) и отдельной лопатки (б) последней ступени паровой турбины из титанового сплава TC5 отработавшей 7000 часов на Южно-Украинской АЭС

Таблица 1.

Химический состав сплава TC5

Легирующие элементы	Ti	Al	V	Sn	Zr	Si	O	C	H
Вес, %	Основа	5	2	3	2	0.08	0.10	0.05	0.008

Таблица 2.

Механические свойства сплава TC5

σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	НВ	Н μ	T $_{пп}$	K β
960	860	11,5	31	302	400	1020	0.13

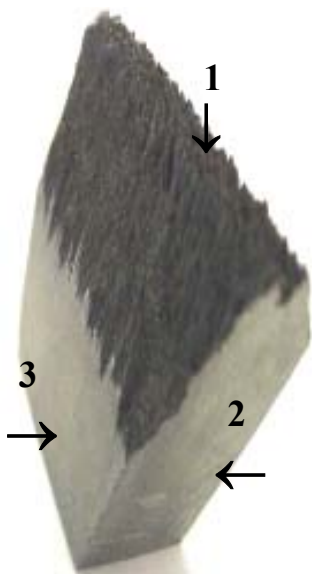


Рис. 6. Схема подготовки трех взаимно перпендикулярных сечений лопатки для проведения исследований.

Полное полиморфное превращение в β - состоянии (с ОЦК – решёткой) сплав достигает при температуре T $_{пп}$ = 1020°C. По своим теплофизическим параметрам исследуемый сплав можно отнести к категории материалов с низкой плотностью (высокой удельной прочностью), низкой теплопроводностью, низкой энергией дефектов упаковки. Как известно из литературы, такие материалы подвергаются сильному деформационному упрочнению. А последующие релаксационные процессы вызывают разрушение в значительной мере за счёт процессов рекристаллизации, что обусловлено малой вероятностью прохождения процессов полигонизации.

Образцы для исследования вырезались из входной кромки эродированных лопаток паровой турбины с подготовленными шлифами в трех взаимно перпендикулярных сечениях, согласно схеме представленной на **рис.6**. Направление движения ударной волны, формируемой каплями пара, совпадало с направлением 1. Плоскости №2 и №3 соответствовали движению ударной волны вдоль поперечного и продольного сечений лопатки, соответственно.

2. Результаты исследований

2.1. Морфология эродированной поверхности лопаток паровых турбин.

Как показали результаты исследования с помощью растровой электронной микроскопии, **рис.7(а-в)**, эродированная поверхность представляла собой набор повторяющихся элементов пирамидального типа. С помощью компьютерной обработки отпечатка вершин отдельных элементов эрозии, **рис.8**, была построена гистограмма распределения и установлено наиболее вероятное расстояние между соседними вершинами элементов, оно составило в среднем 550 мкм, **рис.9**. Отдельный элемент представлял собой пирамидку с заостренной вершиной, покатыми краями, вдоль которых ручьями спадали бороздки длинных микротрещин **рис.10(а-б)**. Вершины пирамид имели винтовое строение чаще с ше-

стью лопастями. В центре вершин, практически всегда имелся кратер (диаметром 8...10 мкм), вокруг которого на склонах формировались концентрические борозды. Расстояние между ними вблизи вершины составляло 1,5...1,7 мкм, а у основания 3...5 мкм. Таким образом, морфология эродированной поверхности лопаток паровых турбин представляла собой «сотовую» форму, состоящую из глубоких каверн с заостренными перемычками в виде пирамидальных элементов с расстоянием между ними 400...700 мкм.

Под поверхностью вблизи границ двух соседних оснований пирамидальных элементов наблюдались зародышевые «иглообразные» микротрещины в плоскости № 3, **рис.11(а,в,г)** и «подковообразные» в плоскости № 2, **рис.11(б,д)** которые вероятно, при своем раскрытии приводили к локальному разрушению. Закономерная периодичность в формировании зародышевых микротрещин и пирамидальных элементов на поверхности лопаток, свидетельствовали о разбиении материала при ударе на мезо-объемы размером 400...700 мкм и о локализации пластической деформации и разрешении вдоль их границ раздела.

2.2. Структура материала лопаток турбин до и после эксплуатации.

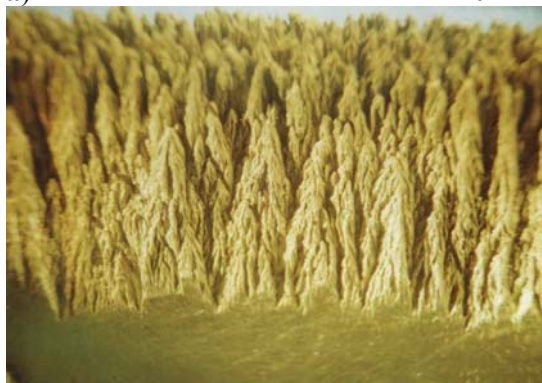
Структуру эродированного материала лопатки на макро-, микро- и субмикро- уровнях исследовали с помощью оптической металлографии, просвечивающей и растровой электронной микроскопии с привлечением микродифракционного анализа и ПЭВМ. Образцы (фольги) для просвечивающей электронной микроскопии вырезали трубчатым электродом диаметром 3мм в сечении лопатки в плоскости №2.

Структура металла лопатки непосредственно под эродированной поверхностью пока-

05-08-65442



а) ×40



б) ×40



в) × 240

Рис. 7 (а-в). Внешний вид эродированной поверхности рабочей лопатки турбины в плоскостях №1 (а) и №2 (б,в)



Рис. 8. Отпечаток с поверхности №1 лопатки, подвергнутой каплеударной эрозии ×30

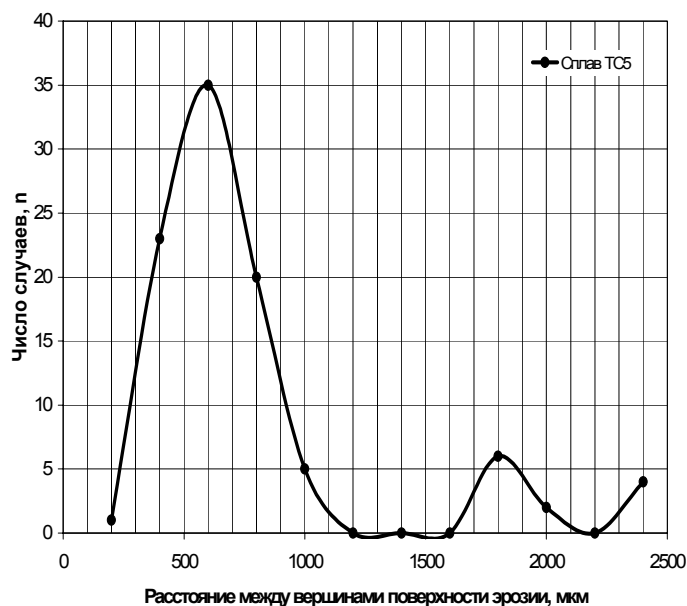


Рис. 9. Гистограмма распределения расстояний между вершинами отдельных элементов эрозии

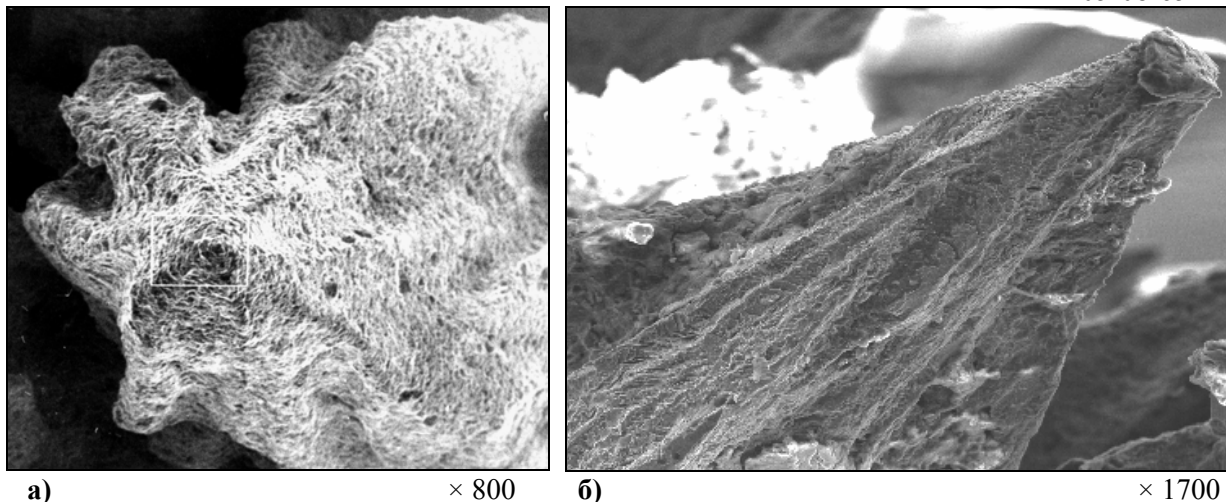
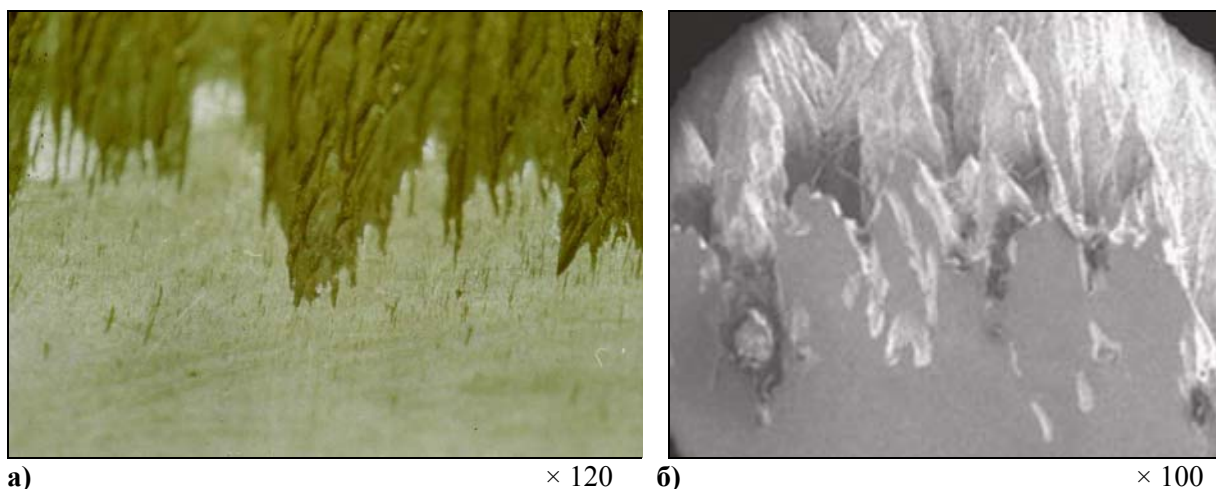
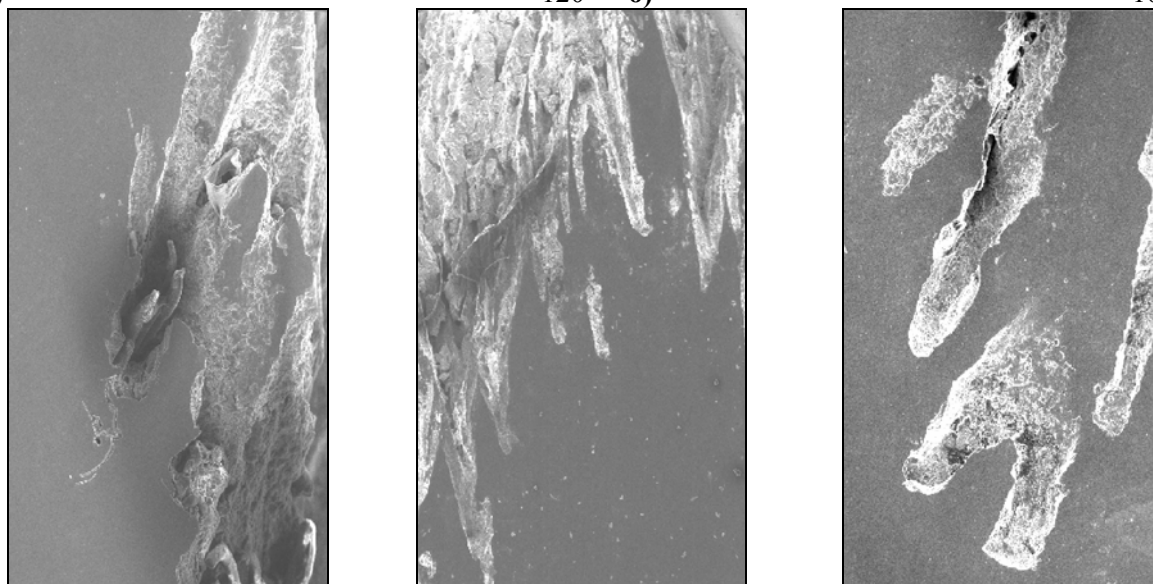


Рис. 10 (а-б). Внешний вид отдельных элементов пирамидального типа эродированной поверхности рабочей лопатки турбины в плоскости № 1.



а) × 120 б) × 100



в) × 200 г) × 200 д) × 200

Рис. 11 (а-д). Зародышевые микротрещины вблизи эродированной поверхности рабочей лопатки турбины в плоскости № 3 (а,в,г) и №2 (б,д).

зала наличие следов периодической локализации пластической деформации и разрушения в отдельных ГПУ- зернах, **рис.12**. На микрофотографиях хорошо видны приповерхностные микротрещины, **рис.13**, которые, вероятно, сформировались еще в инкубационном периоде, когда видимого разрушения поверхности еще не было. Как показали исследования, в направлении перпендикулярном движению ударной волны, непосредственно под эродированной поверхностью, в плоскостях №3 и №2 (**рис.14** и **рис.15**, соответственно), формировались множественные поперечные зародышевые микротрещины, ориентированные под



Рис.12. Микроструктура металла лопатки непосредственно под эродированной поверхностью в плоскости №1 (сплав ТС5) $\times 1200$

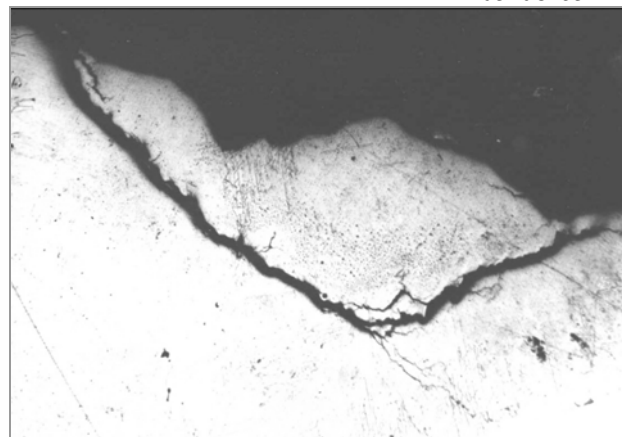


Рис.13. Трещины под поверхностью лопатки со стороны входной кромки под эродированной поверхностью в плоскости №1 (сплав ТС5) $\times 340$

углом 90 град. к направлению вытянутости колоний параллельных пластин α - фазы с ГПУ- решеткой и разделяющих их тонких (шириной 0,1...0,4 мкм) прослоек β - фазы с ОЦК- решеткой, **рис. 14-16**. Учитывая известное межфазное ориентационное соотношение Бюргера возникающее в титановых сплавах вдоль α / β – границ раздела, [8], наблю-

05-08-65442

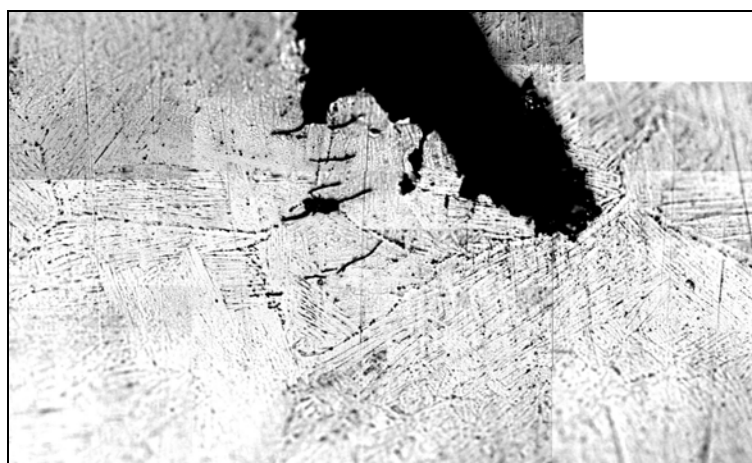


Рис.14. Микроструктура металла лопатки из сплава ТС5 непосредственно под эродированной поверхностью в плоскости №3 $\times 700$

даемая плоскость зарождения и раскрытия трещин совпадала с плоскостью базиса ГПУ- кристаллов $\{0001\}$. Как видно из **рис.16**, местами зарождения точечных микротрещин непосредственно перед их слиянием вдоль плоскостей $\{0001\}$, являются по какой то причине охрупченные (находящиеся в состоянии распада [1-4]), прослойки β – фазы, ориентация которых совпадала с плоскостью $\{110\}\beta \parallel \{0001\}\alpha$, [8].

2.3. Оценка микротвердости эродированного материала рабочей лопатки турбины.

В процессе каплеударного воздействия, в материале лопатки формируется волна сжатия. Поэтому способ испытания на микротвердость является чувствительным локальным методом анализа материала под действием сжимающих напряжений и позволяет детально произвести оценку прохождения волны пластической деформации впереди движущегося потока капель. Измерения микротвердости производились на микрошлифах приготовленных в различных сечениях лопатки вдоль направления движения ударной волны сжатия, на расстоянии 15...20 мм от поверхности, с интервалом 20 мкм при нагрузке 20 г.

Результаты измерения микротвердости имели волнообразный характер с периодом 400...700 мкм, **рис.17**. Оказалось, что в материале лопаток паровой турбины, среднестатистические результаты измерения и среднеквадратические отклонения были не велики и колебались вблизи исходных значений микротвердости (3355 ± 335 МПа).

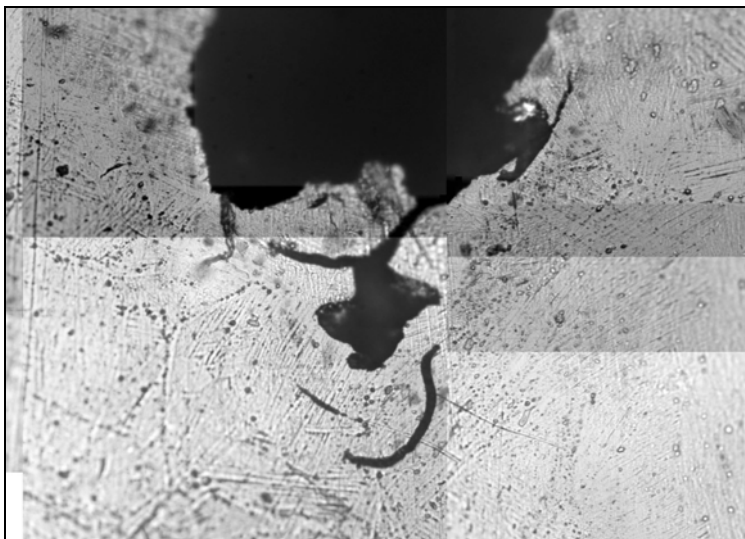


Рис.15. Микроструктура металла лопатки непосредственно под эродированной поверхностью в плоскости №2 (сплав ТС5) $\times 700$

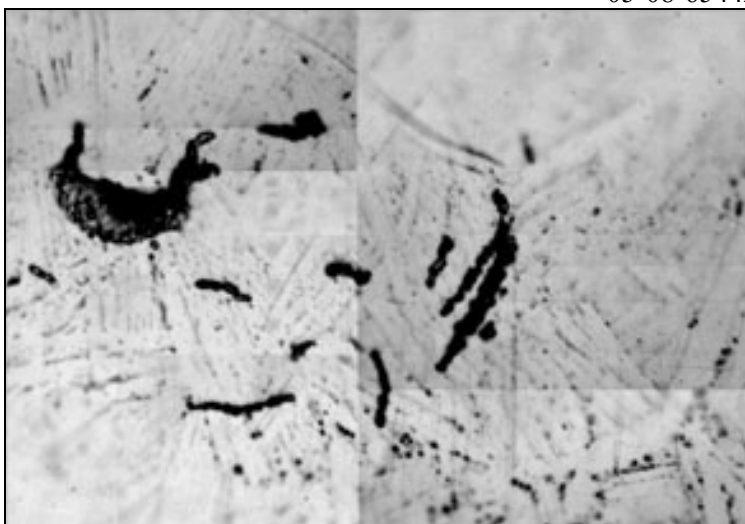


Рис.16. Микроструктура металла лопатки непосредственно под эродированной поверхностью в плоскости №2 (сплав ТС5) $\times 1200$

Сильное разупрочнение (до $1500...2000 \pm 653$ МПа) наблюдалось только в узкой зоне вблизи края ($40...50$ мкм) эродированной поверхности, **рис. 17**. Далее имело место небольшое упрочнение. Минимальные значения микротвердости приходились на места, в которых с помощью просвечивающей электронной микроскопии был обнаружен распад твердых частиц β - фазы, обогащенных α - стабилизирующими легирующими элементами и локализация пластической деформации. Следует отметить, что аналогичные изменения структуры, микротвердости и их модуляция вблизи свободной поверхности были обнаружены авторами в своих более ранних работах по исследованию структурных и фазовых превращений при высокоскоростных обработках ударом, взрывом, точением [9-12]. Более стабильная твердость материала по сечению изделия свидетельствовала о большей устойчивости под действием ударной волны в результате структурно-фазовых превращений.

2.4. Рентгеноструктурный анализ

В таблице 3 представлены результаты фазового анализа материала паровых лопаток из сплава ТС5 до и после каплеударного нагружения (эксплуатации 7000 ч.) в трех взаимно-перпендикулярных ее сечениях №1, №2, №3 (см. схему, рис.6) на глубине $5...10$ мм (“вблизи”) и $25...30$ мм (“вдали”) от эродированной поверхности.

Анализ полученных дифрактограмм показал что, в материале лопаток под действием волны нагрузки, по сравнению с исходным состоянием, на “входе” (плоскость №1) значительно увеличился параметр α - фазы, и практически исчезли частицы β - фазы. Это свидетельствовало об интенсивных структурно-фазовых $\alpha \rightarrow \alpha''$ превращениях в материале.

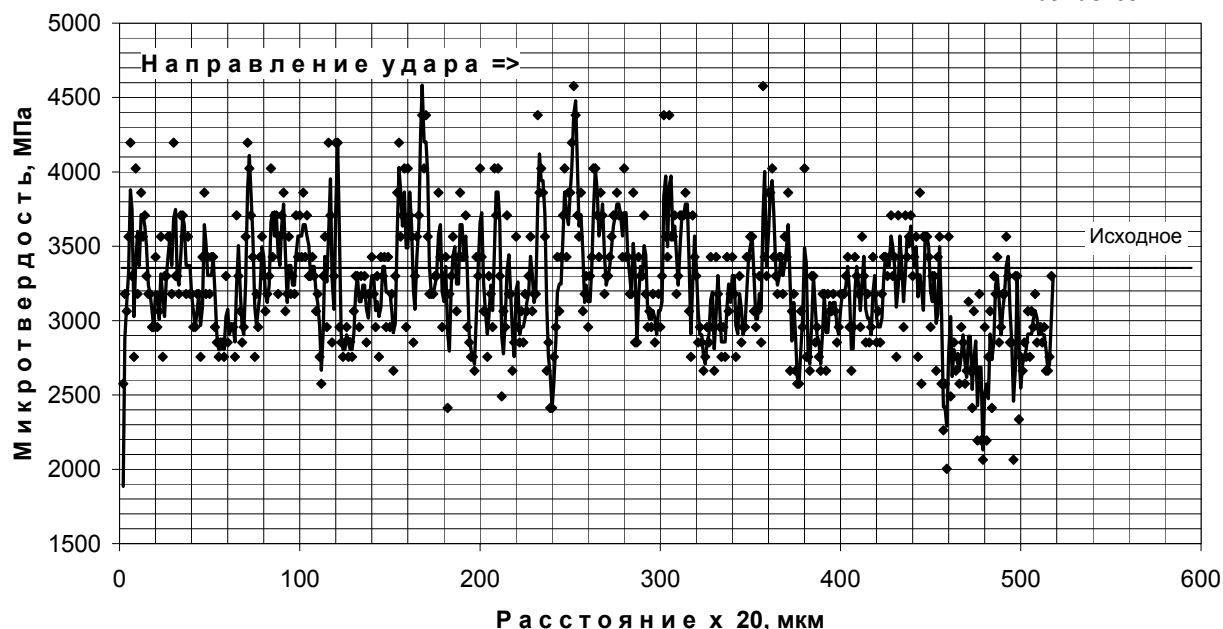


Рис.17. Результаты изменения микротвердости в материале лопатки из сплава TC5 пластинчатого типа вдоль направления движения ударной волны в плоскости №3.

Таблица 3

Результаты структурно-фазового состояния и свойств материала лопатки из сплава TC5 пластинчатого типа вдоль направления движения ударной волны в плоскостях №1, №2, №3.

05-08-65442

Фаза	Плоскость №1 (вход ударной волны)	Плоскость №2 (движение ударной волны вдоль поперечного сечения лопатки)		Плоскость №3 (движение ударной волны вдоль продольного сечения лопатки)		Исходное состояние	
		Вблизи	Вдали	Вблизи	Вдали		
от эродированной поверхности лопатки турбины							
Межплоскостные расстояния, А							
β 200	$\beta(\beta)$	1,6027	–	1,6129	1,6027	1,6138	–
	$\beta(\omega)$	–	1,6182	1,6217	1,6217	1,6234	1,6261
α 012	–	–	1,7186	1,7186	1,7186	1,7216	1,7242
α'' 112	–	1,7307	–	–	–	–	–
α 011	–	–	2,2378	2,2378	2,2272	2,2325	2,2378
β 110	$\beta(\omega)$	–	2,2869	2,2869	2,2814	2,2925	2,3010
α'' 002	–	2,3260	–	–	2,3266	–	–
α 002	–	–	2,3382	2,3382	–	2,3382	2,3382
α'' 020	–	2,4780	2,4682	2,4682	2,4616	2,4747	–
α 010	–	–	2,5425	2,5425	2,5286	2,5425	2,4880
α'' 110	–	2,5700	–	–	–	–	2,5565
Параметры решеток α - и β - фаз, А							
$a\beta$	$\beta(\beta)$	3,205	–	3,226	3,205	3,228	–
	$\beta(\omega)$	–	3,236	3,242	3,242	3,247	3,252
$a\alpha$	–	2,947	2,943	2,943	2,929	2,934	2,943
Содержание β - фазы, %							
$\beta(\alpha)$, %	–	0,50	6,29	5,14	3,62	3,07	2,32
Микротвердость, МПа							
$\alpha + \beta$	–	2504 ± 653	3970 ± 374	3924 ± 472	3240 ± 344	3550 ± 441	3355 ± 335

По мере движения ударной волны вдоль сечений лопатки №2 и №3, ее отражения и формирования волны разгрузки, параметры β - фазы, по сравнению с состоянием на “входе”, увеличивались, и содержание β - фазы возросло. Как видно из Табл.3, вдоль кристаллографических плоскостей $\{200\}\beta$ формировались когерентные “предвыделения” частиц новых $\beta(\beta)$, $\beta(\omega)$ - фаз. В плоскости $\{110\}\beta$ интенсивности рефлексов были не разделены и соот-

ветствовали параметрам твердой и хрупкой $\{011\}\omega$ - фазы. Как было показано выше, именно в плоскостях $\{110\}\beta \parallel \{0001\}\alpha$ наблюдали зарождение хрупких микротрещин.

3. Заключение

Таким образом, в результате высокоскоростного каплеударного нагружения паровых лопаток из двухфазного ($\alpha+\beta$) титанового сплава, формировались две волны: волна нагрузки и волна разгрузки, которые приводили к структурным и фазовым изменениям в объеме материала, а также к изменению его свойств (микротвердости). На «входе» ударной волны нагрузки происходили процессы распада (уменьшение количества) обедненной β - стабилизаторами ОЦК β - фазы и соответственно, обогащение ванадием и усиление искажения ГПУ- решетки α - фазы. При этом формировалась мягкая α'' - фаза с орторомбической решеткой, вызывающая эффективное торможение ударной волны. В результате самоорганизации системы, формировалась разгрузочная волна пластической деформации и разрушения. Такая волна первоначально формирующаяся на микро- уровне, перераспределялась на мезо- и далее на макро-уровень, обеспечивая релаксацию напряжения во всем объеме лопатки. Волна разгрузки модулировала структуру материала, разбивая его на мезо-объемы размером 400...700 мкм, внутри которых волны пластической деформации были в противофазах и компенсировали друг друга [12]. Вдоль границ мезо-объемов наблюдалась локализация пластической деформации и разрушение. Вероятно, волна разгрузки, сопровождалась интенсивным тепловыделением и $\alpha \rightarrow \beta$ превращением, о чем свидетельствовало интенсивное повышение количества высокотемпературной $\beta(\beta)$ - фазы и снижение значений микротвердости (разупрочнение) после ударного нагружения. Сформированная волной разгрузки, мягкая обогащенная β - стабилизаторами β - фаза была склона к распаду и формированию хрупкой ω - фазы [4]. Поэтому, в местах локализации пластической деформации и $\beta(\beta) \rightarrow \beta(\omega)$ - превращения, формировались хрупкие зародышевые микротрещины, приводящих к каплеударной эрозии поверхности лопатки.

Список литературы

1. Parshin A.M., Ushkov S.S., Skotnikova M.A. Decomposition Diagram and Heat-Treatment Schedule of Titanium alloy.// Proceeding of the 8th World Conference "Titanium 95", Birmingham, UK, 1996 p. 2515-2522.
2. Скотникова М.А. Изучение структурно- фазовых превращений и свойств, как способ совершенствования технологии производства и термообработки деформированных полуфабрикатов из сплавов титана. 97, Proceeding of the Second International Conference and Exhibition –MORINTECH on "Marine Intellectual Technologies", Russia, Saint-Petersburg, 1997, v.4, p.251-255.
3. Скотникова М.А., Паршин А.М. Диаграмма распада и режим термической обработки двухфазных сплавов титана // Металловедение и термическая обработка металлов, 1997, №7, 31-37
4. M.A. Skotnikova, Ushkov S.S. Decomposition of Nonequilibrium Solid Solutions and Mechanical Properties of Titanium Alloys. Proceeding of the "9th World Conference on Titanium", Saint- Petersburg, Russia, 1999, Science and Technology 2000, v.1, p.414-421.
5. Костюк А.Г. «Динамика и прочность турбомашин: Учебник для студентов вузов по специальности «Турбиностроение». - М.:Машиностроение, 1982-264с.
6. Дейч М.Е., Филипов Г.А. Двухфазные течения в элементах теплоэнергетического оборудования. М. : Энергоатомиздат, 1987-328 с.
7. Канель ГИ., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортон В.Е. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. М.: Янус-К, 1996-408 с.
8. Коллингз Е.В. Физическое металловедение титановых сплавов М: Металлургия,1988, 224 с
9. М.А. Скотникова, Д.А. Касторский, Т.И. Строкина. Структурные превращения в металлах при скоростном резании // Вопросы материаловедения. 2002, Вып. 1(29), с. 199-215.
10. M.A. Skotnikova, Y.M. Zubarev, T.A. Chizhik, I.N. Tsybulina Structural-Phase Transformation In Metal of Blades of Steam Turbines From Alloy BT6 After Technological Treatment//Proceeding of the «10th World Conference on Titanium», 2003, Hamburg, Germany, 2004, v.5, p. 2991-2999.
11. M.A. Skotnikova, M.A. Martynov, S. S. Ushkov, D.A. Kastorski Structural-Phase Transformation In Titanium Alloys at High-Speed Mechanical Effect // Proceeding of the «10th World Conference On Titanium» 13-18 Jules 2003, Hamburg, Germany, 2004, v.2, p. 831-838.
12. M.A. Skotnikova, T.I. Strokina, N.A. Krylov, Yu. Mesherykov, A. Divakov Formation of Rotation in Titanium Alloys at Shock Loading // Proceeding of the Conference of the American Physical Society. Topical Group on «Shock Compression of Condensed Matter» held in Portland, Oregon, 20-25 Jules 2003, New York, 2004, page 609-612.