

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

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

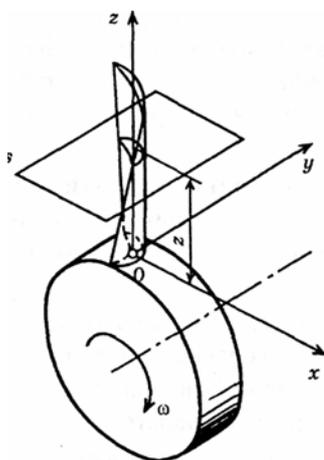
<sup>1</sup>- Санкт-Петербургский Институт машиностроения (ЛМЗ-ВТУЗ)

<sup>2</sup>- ОАО Ленинградский Металлический завод

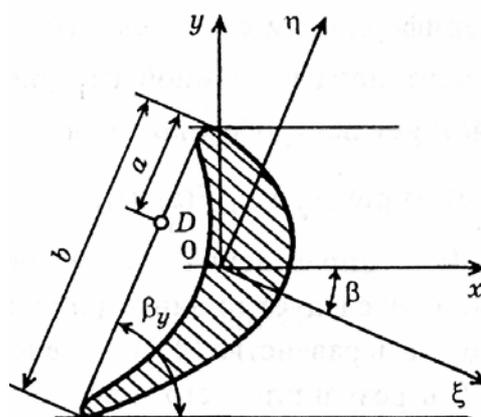
## Введение

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  $\xi$ ,  $\eta$  – главные центральные оси сечения;  $\beta_y$  – установочный угол, **рис. 2**. Главная ось  $\eta$  примерно параллельна хорде профиля. Поэтому приблизительно  $\beta = 90^\circ - \beta_y$  (где  $\beta$  – угол между осями  $\xi$  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  $z$

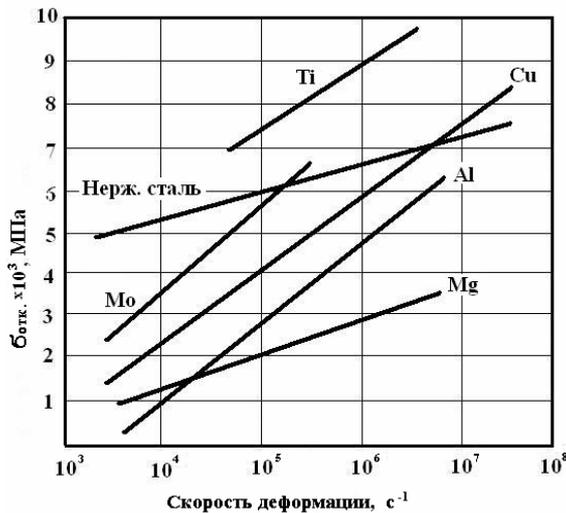


**Рис.2.** Профиль лопатки паровой турбины и ее координатные оси [6]

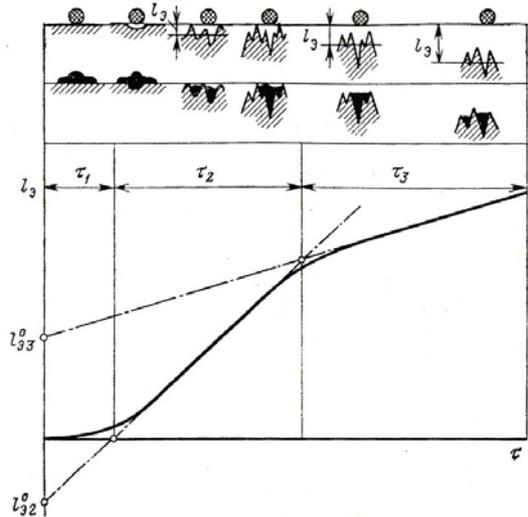
Путем длительных исследований и сложных расчетов была определена оптимальная форма рабочей лопатки для максимального использования энергии расширяющегося пара и максимального КПД. Паровые лопатки работают в условиях высоких каплеударных нагрузок, что приводит к интенсивному эрозионному износу (разрушению) 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**  $\tau_1$ , 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  $10^{12}$ - $10^{13}$   $\text{см}^{-1}$  [6]. **Второй этап**  $\tau_2$  характеризуется тем, что в нем имеет место максимальная скорость эрозии и в течение этого отрезка времени она остаётся практически постоянной. На **третьем этапе**  $\tau_3$ , 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.

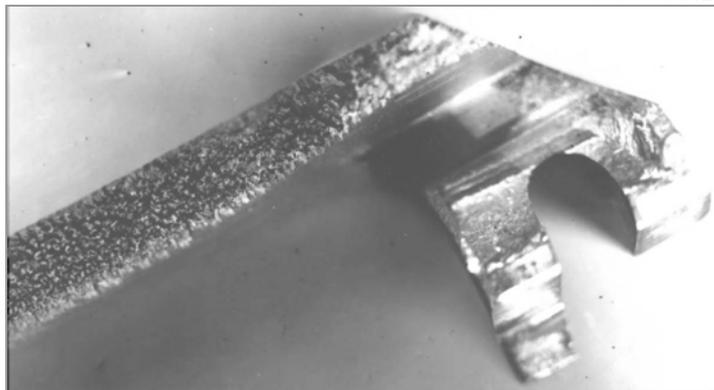
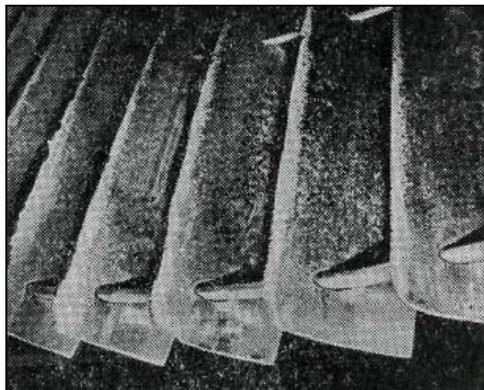
**Целью данной работы** было исследование структурно-фазовых изменений и свойств в различных сечениях паровой лопатки из титанового сплава TC5 вдоль направления движения ударной волны при скоростью нагружения 300...600 м/с.

### 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- $\alpha$ - сплавам (коэффициент  $\beta$ - стабилизации  $K_\beta = 0,13$ ) с низким содержанием второй фазовой составляющей ( $\beta$ -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.

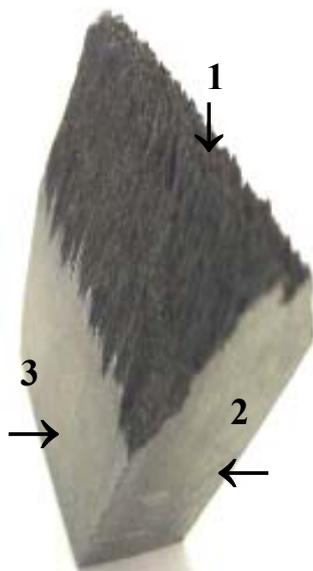
Химический состав сплава TC5

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

$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	НВ	Н $\mu$	T $_{пп}$	K $\beta$
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  $\beta$  - 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

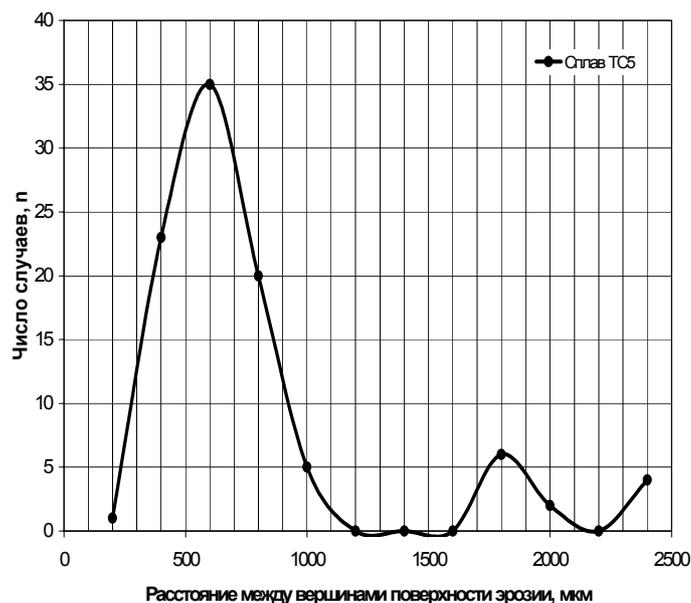


в) × 240

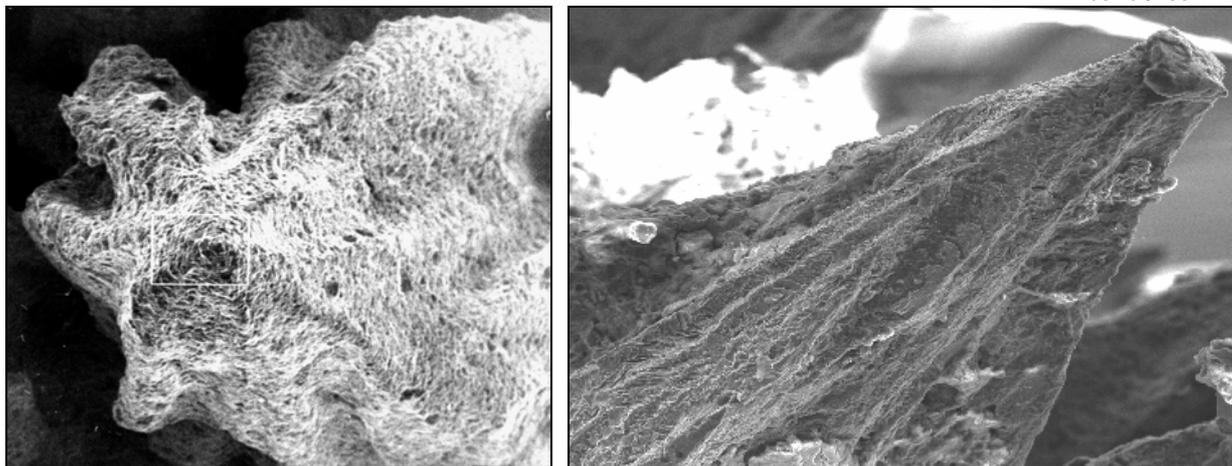
**Рис. 7 (а-в).** Внешний вид эродированной поверхности рабочей лопатки турбины в плоскостях №1 (а) и №2 (б,в)



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



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



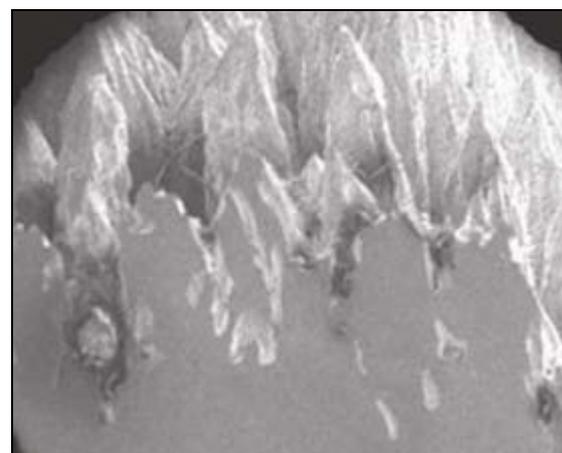
а) × 800

б) × 1700

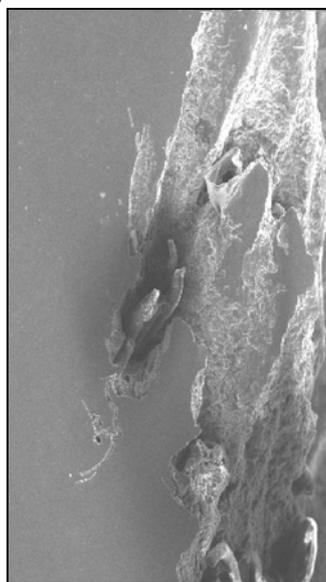
**Рис. 10 (а-б).** Внешний вид отдельных элементов пирамидального типа эродированной поверхности рабочей лопатки турбины в плоскости № 1.



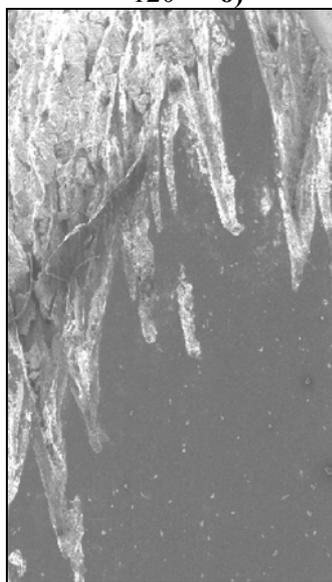
а) × 120



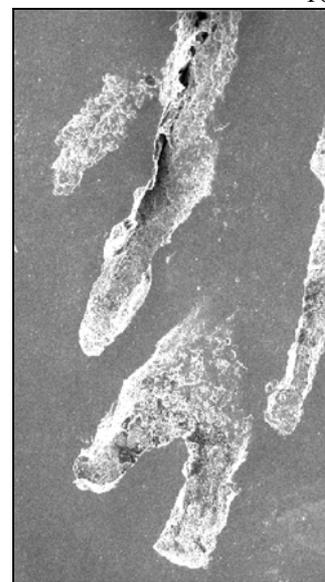
б) × 100



в) × 200



г) × 200



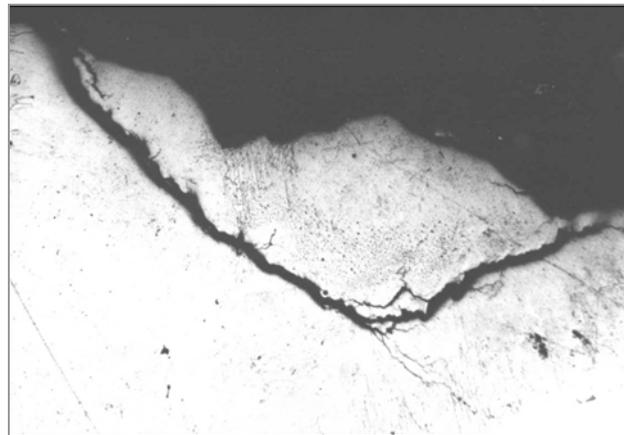
д) × 200

**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



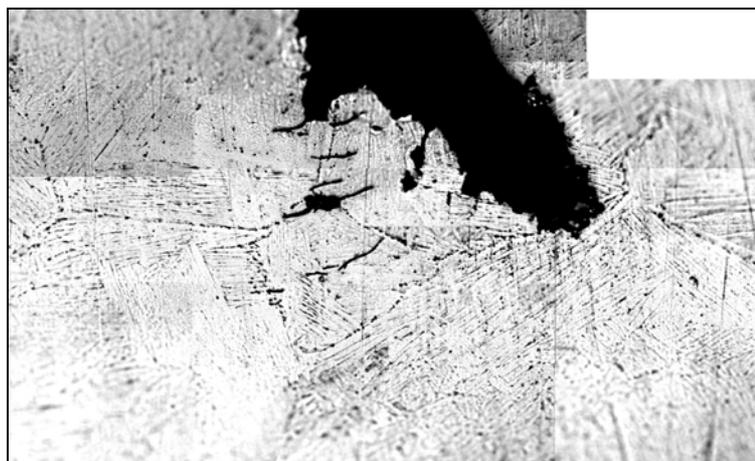
**Рис.12.** Микроструктура металла лопатки непосредственно под эродированной поверхностью в плоскости №1 (сплав ТС5)  $\times 1200$



**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  $\alpha$ - фазы с ГПУ- решеткой и разделяющих их тонких (шириной 0,1...0,4 мкм) прослоек  $\beta$ - фазы с ОЦК- решеткой, **рис. 14-16**. Учитывая известное межфазное ориентационное соотношение Бюргера возникающее в титановых сплавах вдоль  $\alpha / \beta$  – границ раздела, [8], наблю-

05-08-65442



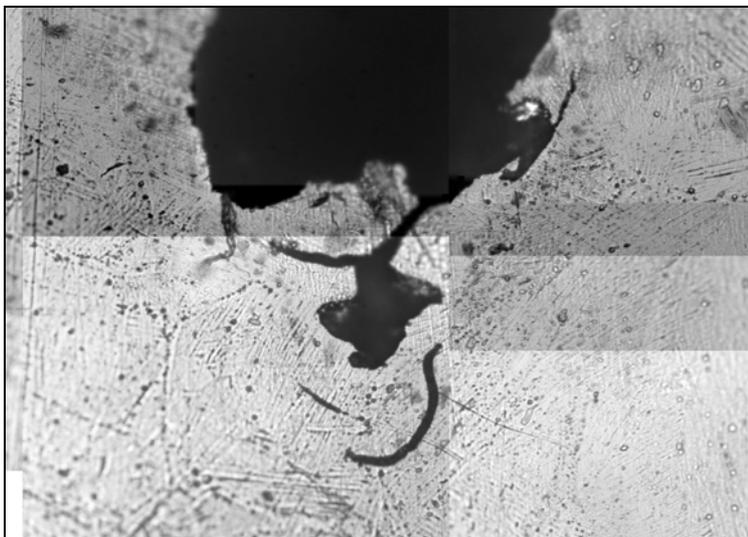
**Рис.14.** Микроструктура металла лопатки из сплава ТС5 непосредственно под эродированной поверхностью в плоскости №3  $\times 700$

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  $\beta$  – фазы, ориентация которых совпадала с плоскостью  $\{110\}\beta \parallel \{0001\}\alpha$ , [8].

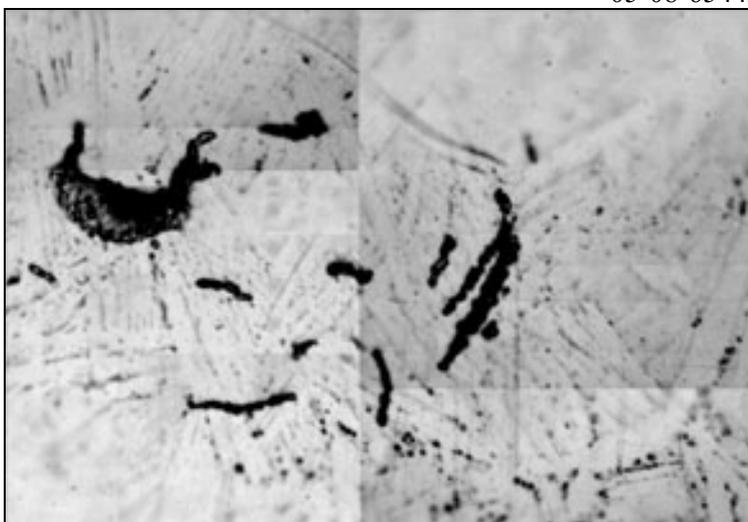
### **2.3. Оценка микротвердости эродированного материала рабочей лопатки турбины.**

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 ( $3355 \pm 335$  МПа).



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



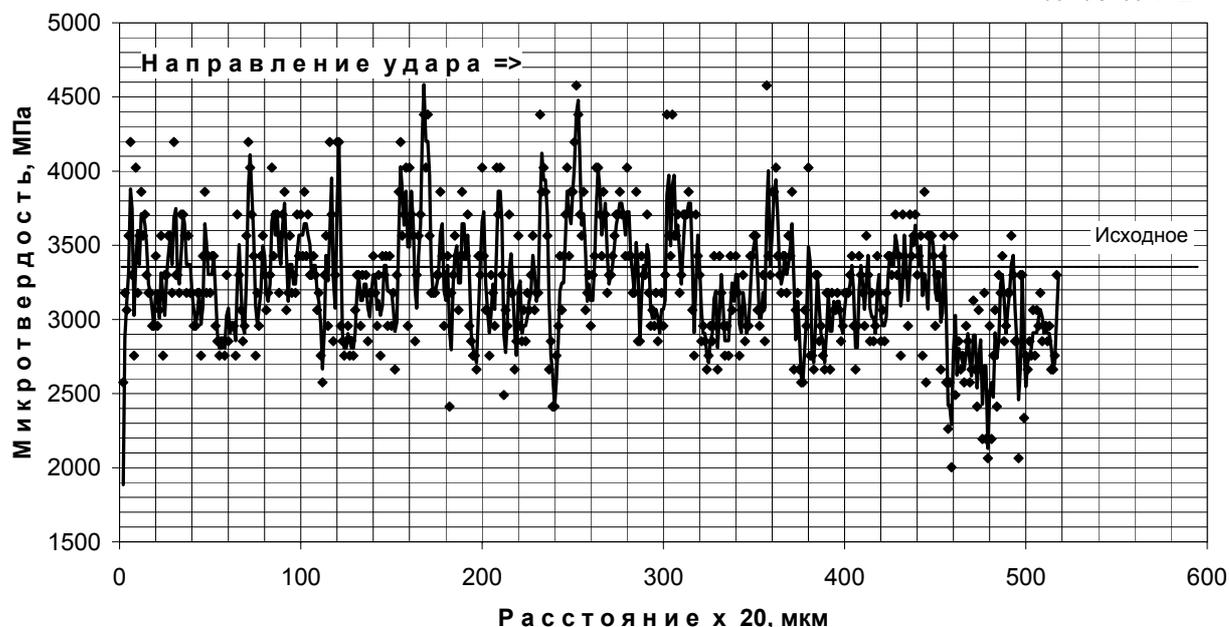
**Рис.16.** Микроструктура металла лопатки непосредственно под эродированной поверхностью в плоскости №2 (сплав ТС5)  $\times 1200$

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  $\beta$ - фазы, обогащенных  $\alpha$ - 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  $\alpha$ - фазы, и практически исчезли частицы  $\beta$ - 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							
$\beta$ 200	$\beta(\beta)$	1,6027	–	1,6129	1,6027	1,6138	–
	$\beta(\omega)$	–	1,6182	1,6217	1,6217	1,6234	1,6261
$\alpha$ 012	–	–	1,7186	1,7186	1,7186	1,7216	1,7242
$\alpha''$ 112	–	1,7307	–	–	–	–	–
$\alpha$ 011	–	–	2,2378	2,2378	2,2272	2,2325	2,2378
$\beta$ 110	$\beta(\omega)$	–	2,2869	2,2869	2,2814	2,2925	2,3010
$\alpha''$ 002	–	2,3260	–	–	2,3266	–	–
$\alpha$ 002	–	–	2,3382	2,3382	–	2,3382	2,3382
$\alpha''$ 020	–	2,4780	2,4682	2,4682	2,4616	2,4747	–
$\alpha$ 010	–	–	2,5425	2,5425	2,5286	2,5425	2,4880
$\alpha''$ 110	–	2,5700	–	–	–	–	2,5565
Параметры решеток $\alpha$ - и $\beta$ - 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 $\beta$ - 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  $\beta$ - фазы, по сравнению с состоянием на “входе”, увеличивались, и содержание  $\beta$ - 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  $\beta$ - стабилизаторами ОЦК  $\beta$ - фазы и соответственно, обогащение ванадием и усиление искажения ГПУ- решетки  $\alpha$ - фазы. При этом формировалась мягкая  $\alpha''$ - 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  $\beta$ - стабилизаторами  $\beta$ - фаза была склона к распаду и формированию хрупкой  $\omega$ - 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.