

УДК 539.3  
PACS 61.66.Dk

## Эволюция текстуры и остаточных напряжений после лазерной ударной обработки в титановых сплавах VT6 и VT1-0

М. В. Вережак<sup>1†</sup>, О. А. Плехов<sup>1</sup>, С. В. Жеребцов<sup>2</sup>, А. Н. Вшивков<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

<sup>2</sup> Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия

† verezhak.m@icmm.ru

В работе исследовано влияние лазерной ударной обработки (ЛУО) на эволюцию кристаллографической текстуры и остаточных напряжений титановых сплавов VT1-0 и VT6. Целью исследования являлось изучение изменений рентгеноструктурного спектра и текстуры до и после ЛУО с использованием рентгеновской дифракции и программного комплекса MTEX для анализа полных полюсных фигур (ППФ). Образцы подвергались лазерной обработке с параметрами: длина волны лазера 1064 нм, энергия импульса 1 Дж, длительность импульса 10 нс. Результаты показали, что текстура сплава VT1-0 характеризуется неоднородностью. Наблюдается градиент максимальной плотности полюсов, который возрастает от 2.6 в центральной части листа до 3.2 в его краевой зоне. После ЛУО на краю листа наблюдалось снижение остроты текстуры (mrd уменьшился до 2.6), тогда как в центре изменения были незначительны. Для сплава VT6 текстура исходно оказалась слабой (mrd  $\approx$  1.3), и ЛУО не вызвало ее заметной трансформации. Показано, что для сплавов VT6 и VT1-0 происходит уширение пиков дифракционного спектра, что связано с деформацией кристаллической решетки и изменениями величины остаточных напряжений.

**Ключевые слова:** лазерная ударная обработка; кристаллографическая текстура; остаточные напряжения

*Поступила в редакцию 20.06.2025; после рецензии 24.07.2025; принята к опубликованию 24.07.2025*

## Evolution of texture and residual stresses after laser shock peening in titanium alloys VT6 and VT1-0

M. V. Verezhak<sup>1</sup>, O. A. Plekhov<sup>1</sup>, S. V. Zhrebtsov<sup>2</sup>, A. N. Vshivkov<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS, Perm, Russia

<sup>2</sup> Belgorod State University, Belgorod, Russia

\* verezhak.m@icmm.ru

The paper investigates the effect of laser shock peening (LSP) on the evolution of the crystallographic texture and residual stresses of titanium alloys VT1-0 and VT6. The research purpose was to study changes in the X-ray spectrum and texture before and after LSP with the use of X-ray diffraction and MTEX software package for analyzing complete pole figures. The samples were subjected to laser treatment with the following parameters: wavelength – 1064 nm, pulse energy – 1 J, pulse duration – 10 ns. The results have shown that the texture of VT1-0 alloy is characterized by heterogeneity. A gradient of maximum pole density is observed, which increases from 2.6 in the central part of the leaf to 3.2 in its marginal zone. After LSP, there was noted a decrease in the texture sharpness at the edge of the leaf (mrd decreased to 2.6), while in the center the changes were insignificant. For VT6 alloy, the texture turned out to be initially weak (mrd  $\approx$  1.3), and LSP did

not cause its noticeable transformation. It is shown that the peaks of the diffraction spectrum widen for VT6 and VT1-0 alloys, which is associated with the deformation of the crystal lattice and changes in the magnitude of residual stresses.

**Keywords:** laser shock peening; crystallographic texture; residual stresses

*Received 20 June 2025; revised 24 July 2025; accepted 24 July 2025*

doi: 10.17072/1994-3598-2025-3-05-12

## 1. Введение

Сплавы VT1-0 и VT6 применяются в авиационной и космической технике для компоновки деталей летательных аппаратов (авиационные лопадки газотурбинных двигателей), медицине и машиностроении [1–3]. Прокатанные сплавы VT1-0 и VT6 характеризуются измельченной структурой и развитой кристаллографической текстурой [4]. Кристаллографическая текстура играет ключевую роль в формировании эксплуатационных характеристик металлов и сплавов, выступая в большинстве случаев определяющим фактором, который обеспечивает достижение оптимального уровня их физико-механических свойств.

Рентгеноструктурный анализ (РСА) служит эффективным инструментом для исследования металлических материалов, позволяя отслеживать эволюцию кристаллографической текстуры и выявлять механизмы пластической деформации, такие как активированные системы скольжения и двойникования. Кристаллографическое скольжение и деформационное двойникование играют ключевую роль в формировании преимущественной ориентации зерен, что непосредственно влияет на свойства материала [4].

Моделирование возникающих кристаллографических текстур позволяет углубить понимание процессов пластической деформации в металлах и сплавах, что делает такой подход значимым для изучения их структурных особенностей и поведения при нагрузках.

Повышение долговечности конструкций на основе титановых сплавов остается важной задачей поскольку способствует увеличению эксплуатационного ресурса конструкции.

Существующие методы обработки материала поверхности, такие как дробеструйная обработка [5] или ультразвуковой наклеп [6], используются в промышленности повсеместно. Однако малая глубина упрочнённого слоя и трудности с обработкой деталей сложной конфигурации делает данные методы трудоёмкими, в отличие от метода лазерной ударной обработки (ЛУО). Лазерная ударная обработка представляет собой метод упрочнения материалов, направленный на создание остаточных сжимающих напряжений в поверхностном слое, что способствует увеличению износостойкости и усталостной прочности изделий [7]. Общая схема процесса ЛУО показана на рис. 1.

Процедура ЛУО заключается в облучении высокоэнергетическими импульсами материала исследования, покрытым абляционным слоем, служащим для усиления эффекта генерации ударной волны, посредством расширения плазмы. Расширяющаяся плазма создает высокое давление на поверхности материала, генерируя ударную волну, которая распространяется вглубь материала.

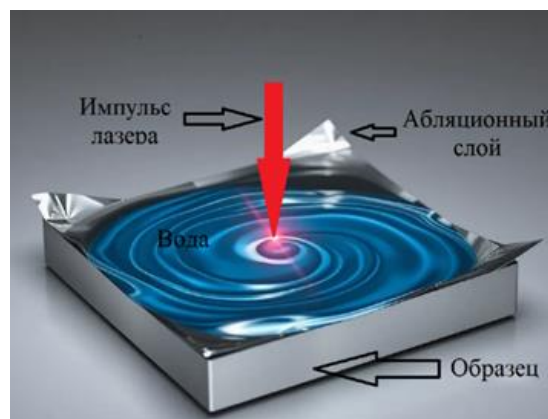


Рис. 1. Схема лазерной ударной обработки

Ограничивающий слой (вода) препятствует расширению плазмы в направлении от поверхности, тем самым увеличивая давление и эффективность передачи энергии в материал. Энергетическое воздействие модифицирует поверхностную микроструктуру материала, что приводит к изменению его усталостных свойств.

Расширение плазмы между абляционным слоем и поверхностью воды генерирует импульс давления короткой продолжительности и высокой интенсивности. Часть этой энергии проходит через материал мишени в виде ударной волны и создает сжатие в направлении распространения ударной волны. По мере распространения ударной волны в материал происходит пластическая деформация.

Влияние ЛУО на эволюцию микроструктуры титана и его сплавов являлось предметом многочисленных исследований [8–11]. Так, в работе [12] показано, что в сплаве VT6 происходит измельчение зерен  $\alpha'$ -фазы и двойникование. В то же время в [13] показано, что после лазерной ударной обработки образуется градиентная микроструктура, состоящая из слоев с высокой плотностью дислокаций с субзернами и слой сплетений дислокационных клубков с двойниками.

Однако многочисленные исследования структуры сплавов VT1-0 и VT6 после ЛУО [16–18] по-

казали, что ЛУО не приводит к существенному изменению размеров зерен и роста числа двойников. Несмотря на отсутствие заметной модификации микроструктуры, в материалах формируются остаточные напряжения [20]. Это приводит к противоречию, и вопрос о физических механизмах, определяющих процесс создания остаточных напряжений, остается открытым.

Целью данной работы было изучение воздействия ЛУО на эволюцию текстуры и рентгеновских спектров приповерхностных слоев, образцов из титановых сплавов ВТ6 и ВТ1-0, с целью определения физических механизмов и структурных изменений в материале, приводящих к созданию остаточных напряжений.

## 2. Материалы и методики

### 2.1. Материал исследования

В данном исследовании образцы сплавов ВТ1-0 и ВТ6, получены в виде прокатанного листа. Полученные листы обрезались на электроэрозионной установке LaboPol-5 фирмы «Struers» с последующим механическим шлифованием на наждачных кругах Р120-Р4000 и полировкой. Для полировки использовались специальные полировочные диски и суспензии с абразивными частицами и коллоидной-кремниевой суспензии ОР-S. Геометрия полученных образцов показана на рис. 2.

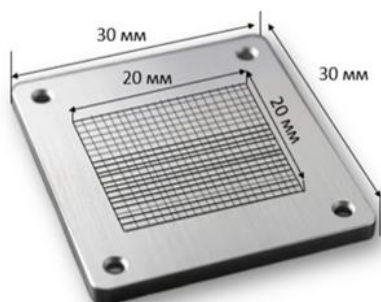


Рис. 2. Геометрия образца

Для проведения текстурных измерений вводятся три системы координат: образца, прибора (лабораторная СК) и кристаллографическая. Место-положение вырезанного образца из общего листа определяется системой координат образца и показано на рис. 3 (НП – направление прокатки, ПН – перпендикулярное направление).

Для привязки системы координат образца к системе координат прибора образец фиксируется в держателе дифрактометра так, что плоскость образца параллельна плоскости держателя (юстировки) и направление плоскости прокатки совпадает с вектором рассеяния дифрагированного луча (направление от рентгеновской трубки к детектору).

Кристаллографическая система координат связывалась с системой координат элементарной ячейки  $\alpha$ -Ti, которая имеет пространственную

группу  $S6mmc$  с параметрами  $a = 0.295$  нм,  $c = 0.466$  нм. Кристаллографическая ячейка  $\alpha$ -Ti показана на рис. 4.



Рис. 3. Внешняя система координат образца

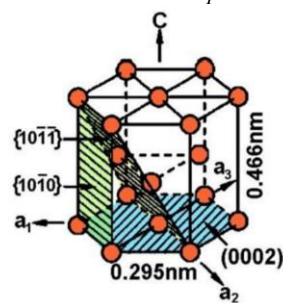


Рис. 4. Кристаллографическая ячейка и система координат  $\alpha$ -Ti [17]

### 2.2. Лазерная ударная проковка

В рамках исследования проведена лазерная ударная обработка образцов, изготовленных из титановых сплавов ВТ1 – 0 и ВТ6. Обрабатывалась область размером 20х20мм с квадратным сечением пучка лазерного излучения 1х1 мм плотностью 10 ГВт/см<sup>2</sup>. Экспериментальная установка включала твердотельный лазер Nd:YAG (Beamtech SGR-Extra) с длиной волны 1064 нм, генерирующий импульсы с энергией 1 Дж, длительностью 10 нс и максимальной частотой следования 5 Гц. Управление процессом обработки осуществлялось с помощью шестиосевого роботизированного манипулятора STEP SR50, обеспечивающего точность позиционирования до 0.25 мм и грузоподъемность 50 кг.

### 2.3. Рентгеновские методы

Текстурные измерения проводились с помощью рентгеновского дифрактометра Panalytical Empyrean при  $U = 40$  кВ и  $I = 40$  мА. Для отсеечения  $K\beta$ -излучения применялся никелевый (Ni) фильтр. Для измерения дифракционных спектров использовали щели с углами  $1/8^\circ$  и  $1/4^\circ$  и маска толщиной 5 мм.

Методом рентгенографии измеряли неполные полюсные фигуры (с помощью метода отражения) для соответствующих кристаллографических плоскостей (в качестве плоскостей выбирали те, которые соответствуют наименьшим индексам Миллера и максимальному соотношению сигнал/фон).

Измерения проводились в диапазоне азимутальных углов от  $0^\circ$  до  $360^\circ$  с шагом сетки  $5^\circ$  и радиального угла  $\Phi$  в диапазоне от  $0^\circ$  до  $70^\circ$  с шагом сетки  $5^\circ$ . Время измерения для одной позиции составило 18 секунд. Для измерения текстуры использовалась щелевая система с углами  $0,25^\circ$  и  $0,5^\circ$  и маской 10 мм. С целью учета эффекта дефокусировки проводили съемку для порошкового образца  $\alpha$ -Ti.

Исследование остаточных напряжений в прокатанных образцах из титанового сплава BT1-0 выполнялось методом  $\sin^2\psi$  с помощью рентгеновского дифрактометра Rigaku [13]. Анализировались два состояния материала: исходное (без поверхностной обработки) и после лазерного ударного воздействия. Этот подход основан на зависимости углового смещения дифракционных пиков от приложенных механических напряжений, что позволяет количественно оценить деформации в поверхностных слоях материала.

Экспериментальные измерения остаточных напряжений проводились с использованием Cu-K $\alpha$  излучения в диапазоне углов  $2\theta = 136\text{--}143^\circ$ , что соответствует дифракционному отражению от кристаллографической плоскости (105). Величина остаточных напряжений получена путем измерения угла дифракции ( $2\theta$ ) при изменении угла  $\Theta$ . Угол  $\Theta$  определяется нормалью N к поверхности образца и нормалью  $N'$  к плоскости решетки. Расчет остаточных напряжений производился по следующей формуле:

$$\sigma = -\frac{E}{2(1+\nu)} \frac{\pi}{180} \operatorname{ctg} \theta_0 \frac{\Delta(2\theta)}{\Delta(\sin^2 \varphi)},$$

где  $E$  – модуль Юнга,  $\nu$  – коэффициент Пуассона и  $\theta_0$  – угол дифракции в свободном от напряжения состоянии.

### 3. Результаты

#### 3.1. Текстурные исследования

Рентгеновские спектры образцов BT1-0 (рис. 5) показывают, что поверхностные слои материала состоят из  $\alpha$ -Ti.

Исходные полные полюсные фигуры для сплава BT1-0 представлены на рис. 6 и показывают, что кристаллографическая текстура является характерной для прокатки. Видно, что после ЛУО качественно текстура не изменилась. Наличие максимума на полюсной фигуре (значение единиц изотропности – 2.6 mrd) с индексами Миллера плоскости (0002) говорит о том, что кристаллиты материала ориентированы таким образом, что базисные плоскости кристаллической решетки  $\alpha$ -Ti параллельны плоскости прокатки листа. Минимальное и максимальное значение полюсных плотностей для ППФ с индексами Миллера ( $01\bar{1}0$ ) и ( $01\bar{1}1$ ), соответственно равны 0.88 и 1.3 mrd для

плоскости призмы и 0.89 и 1.2 для плоскости пирамиды. Так как характер распределения плотностей близок к 1, то в сечении перпендикулярно плоскости прокатки листа ориентация плоскостей близка к хаотичной.

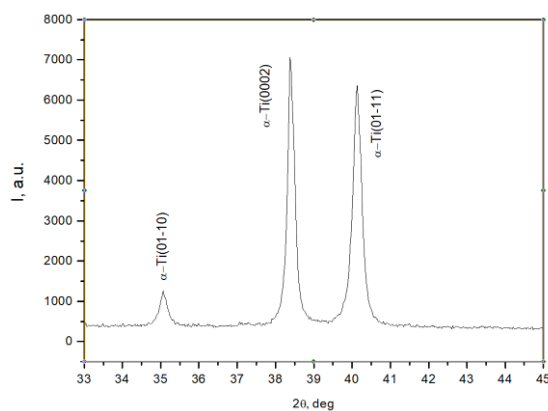


Рис. 5. Дифракционный спектр BT1-0

Полные пересчитанные полюсные фигуры для титанового сплава BT6 до и после процесса лазерной ударной обработки представлены на рис. 7. Видно, что как качественно, так и количественно кристаллографическая текстура фазы  $\alpha$ -Ti в BT6 не изменяется.

Максимальное значение полюсной плотности для базисной плоскости (0002) составляет величину 1.3 mrd, что намного меньше, чем для сплава BT1-0. Минимальное значение полюсной плотности для базисной плоскости (0002) составляет величину порядка 0.9 mrd. Видно, что как минимальные, так и максимальные значения полюсных плотностей близки к 1, что свидетельствует об отсутствии выделенных ориентаций определенного объема группы кристаллитов.

#### 3.2. Анализ остаточных напряжений

В таблице приведены измеренные средние поверхностные остаточные напряжения сплава BT1-0 до и после обработки ЛУО.

В исходном состоянии в образцах BT1-0 присутствуют остаточные сжимающие напряжения, что может быть связано с горячей прокаткой при получении основного материала исследования. Видно, что процесс лазерной ударной обработки увеличивает остаточные напряжения на 80 МПа как вдоль, так и поперек направления прокатки на поверхности образца (см. таблицу).

*Эволюция средних остаточных напряжений после ЛУО*

–	Направление прокатки, МПа	Перпендикулярное направление, МПа
Основа	-150	-170
Лазерная ударная обработка	-230	-250



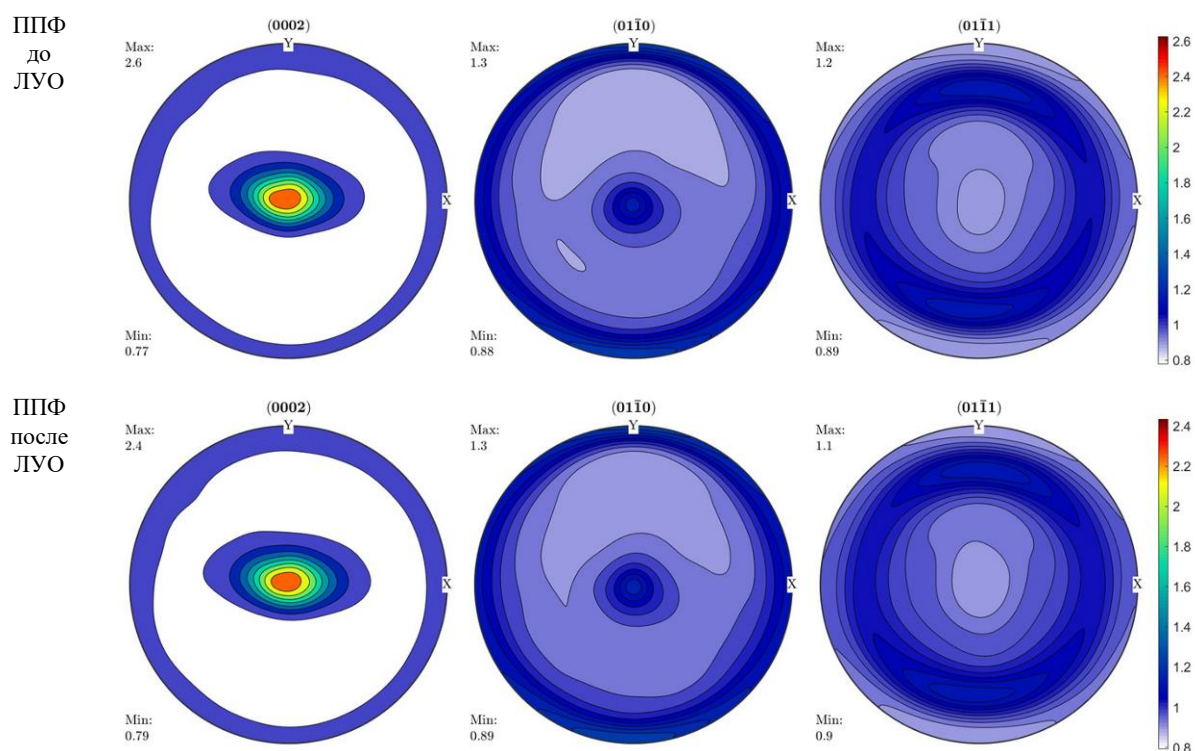


Рис. 6. ППФ в центре прокатанного листа  $\alpha - Ti$  в сплаве BT1-0 до и после ЛУО

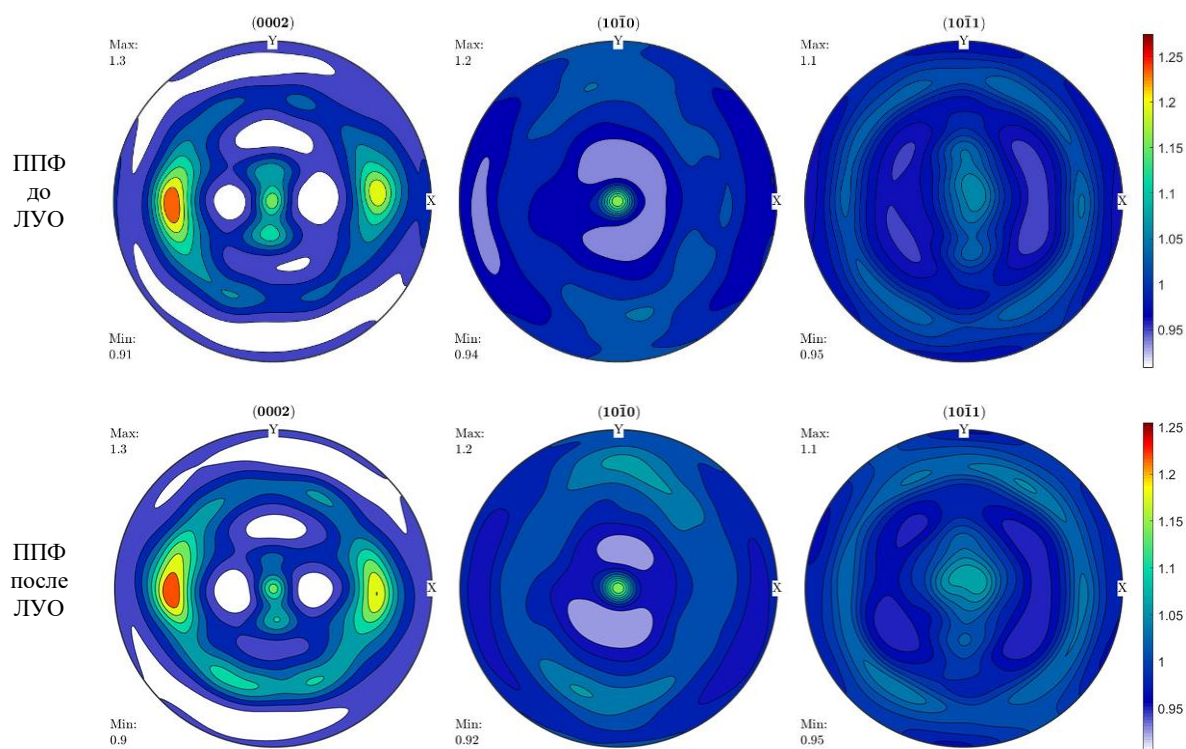


Рис. 7. ППФ в центре прокатанного листа  $\alpha - Ti$  в сплаве BT6 до и после ЛУО (LSP)

### 3.3. Уширение дифракционных пиков

Из рисунка 8 видно, что полуширина пика после ЛУО увеличилась на 5 %. Основной причиной

уширения, согласно соотношениям Вильямсона–Холла [16], является изменение плотности дислокаций. Одновременно с этим регистрируется смещение положения пика вправо. Согласно закону

Брэгга, с увеличением дифракционного угла скольжения уменьшается межплоскостное расстояние в данной кристаллографической плоскости, и как следствие, происходит возникновение дополнительных сжимающих остаточных напряжений.

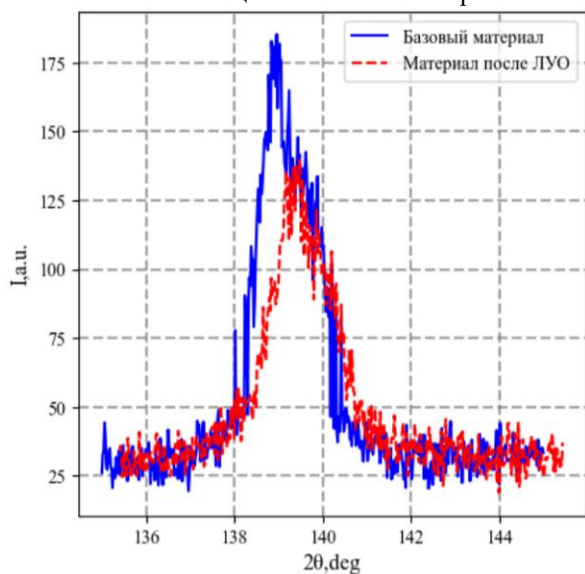


Рис. 8. Дифракционный пик (105)  $\alpha$ -Ti для VT1-0 до и после лазерной ударной обработки

#### 4. Заключение

Рассмотрено влияние лазерной ударной прокатки на эволюцию рентгеновских дифракционных пиков, текстуру и остаточных напряжений в титановых сплавах VT1-0 и VT6.

Рентген-фазовый анализ показал, что образцы сплавов VT1-0 и VT6 после горячей прокатки состоят из гексагональной фазы  $\alpha$ -Ti. Вторичные фазы присутствуют в малом количестве. Кристаллы фазы  $\alpha$ -Ti в VT1-0 расположились параллельно плоскости листа, что типично для прокатанных материалов. Исследования также показали, что от центра к краю образца острота текстуры увеличивается (т.е. образец не является текстурно-однородным).

Значения полюсной плотности для VT1-0 от центра к краю листа увеличилось с 2.6 до 3.2 mrd, соответственно. Неоднородность текстуры по образцу скорее всего связана с тем, что прокатанный лист имеет малые геометрические размеры. Качественных изменений в полюсных фигурах не выявлено.

В сплаве VT6 максимальное значение полюсной плотности 1.3 mrd для (0002). Таким образом, в сплаве VT6 текстура является очень слабой. После процесса ЛУО видно, что текстура не изменилась.

Показано, что в сплаве VT1-0 происходит уширение и смещение пиков дифракционного спектра, что связано с деформацией кристаллической решетки и изменением величины остаточных напря-

жений. Метод дифракции рентгеновских лучей показал, что после лазерной ударной обработки величина остаточных напряжений увеличилась на 80 МПа в плоскости прокатки листа.

Проведенный анализ показывает, что лазерное ударное упрочнение (ЛУО) не приводит к существенному изменению текстуры материала на поверхности, однако вызывает уширение и смещение пиков в дифракционных спектрах, что свидетельствует о генерации остаточных напряжений.

Однако интерес представляет и то, что максимум остаточных напряжений сжатия, как показывают измерения методом сверления отверстий, располагается не строго на поверхности [19], а на некоторой глубине под ней. Эта глубина может варьироваться в широком диапазоне в зависимости от параметров лазерной ударной обработки.

Подобное распределение остаточных напряжений имеет важное практическое значение, поскольку именно напряжения сжатия в подповерхностной области способствуют увеличению усталостной прочности и сопротивлению распространению трещин.

Авторы выражают искреннюю благодарность сотрудникам лаборатории нейтронной физики имени Франка ОИЯИ Дмитрию Игоревичу Николаеву и Лычагиной Татьяне Анатольевне за предоставленную возможность проведения текстурных и измерений на рентгеновском дифрактометре PANalytical Empyrean.

Работа выполнена в рамках государственного задания, номер темы 124020700047-3.

#### Список литературы

1. Williams J. C., Boyer R. R. Opportunities and issues in the application of titanium alloys for aerospace components // *Metals*. 2020. Vol. 10, №. 6. P. 705.
2. Грязнов М. Я., Шотин С. В., Чувильдеев В. Н., Сысоев А. Н., Мелехин Н. В., Пискунов А. В., Сахаров Н. В., Семеньева А. В., Мурашов А. А. Улучшение физико-механических свойств не легированного титана VT1-0 и изучение влияния параметров селективного лазерного плавления // *Журнал технической физики*. 2023. Т. 93, № 2. С. 241–248.
3. Welsch G., Boyer R., Collings E. W. *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*. Detroit: ASM International, 1993. 1176 p.
4. Kocks U. F., Tome C. N., Wenk H. R. *Texture and Anisotropy: Preferred Orientations in Polycrystals and Their Effect on Materials Properties*. Cambridge: Cambridge University Press, 1998. 676 p.
5. Almen J. O. Shot blasting to increase fatigue resistance // *SAE Technical Paper*. 1943, 430143.
6. Перевалова О. Б., Панин А. В., Казаченок М. С., Синякова Е. А. Влияние ультразвуковой ударной обработки на структурно-фазовые превра-

- щения в титановом сплаве Ti-6Al-4V // Физическая мезомеханика. 2022. Т. 25, № 3. С. 248–258.
7. Wu J., Zhao J., Qiao H., Hu X., Yang Y. The new technologies developed from laser shock processing. // *Materials*. 2020. Vol. 13 (6), 1453.
  8. Lan L., Xin R., Jin X., Gao S., He B., Rong Y., Min N. Effects of laser shock peening on microstructure and properties of Ti-6Al-4V titanium alloy fabricated via selective laser melting // *Materials*. 2020. Vol. 13 (15), 3261.
  9. Qu G., Guo W., Shi J., He D., Zhang Y., Dong Y., Chi J., Shen Z., Li Y., Chen Z., Zhang H. Improvement of gradient microstructure and properties of wire-arc directed energy deposition titanium alloy via laser shock peening // *Materials Science and Engineering: A*. 2024. Vol. 918, 147422.
  10. Pan X., He W., Huang X., Wang X., Shi X., Jia W., Zhou L. Plastic deformation behavior of titanium alloy by warm laser shock peening: Microstructure evolution and mechanical properties // *Surface and Coatings Technology*. 2021. Vol. 405, 126670.
  11. Jia W., Zan Y., Mao C., Li S., Zhou W., Li Q., Zhang S., Ji V. Microstructure evolution and mechanical properties of a lamellar near- $\alpha$  titanium alloy treated by laser shock peening // *Vacuum*. 2021. Vol. 184, 109906.
  12. Luo X., Dang N., Wang X. The effect of laser shock peening, shot peening and their combination on the microstructure and fatigue properties of Ti-6Al-4V titanium alloy // *International Journal of Fatigue*. 2021. Vol. 153, 106465.
  13. Fitzpatrick M. E., Fry A. T., Holdway P., Kandil F. A., Shackleton J., Suominen L. Determination of residual stresses by X-ray diffraction // NPL Report. 2005. 78 p.
  14. Williamson G. K., Hall W. H. X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram // *Acta Metallurgica*. 1953. Vol. 1 (1). P. 22–31
  15. Polmear I. Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals. Elsevier, 2005. 421 p.
  16. Gachegova E., Davydov D., Mironov S., Kalinenko A., Ozerov M., Zhrebtsov S., Plekhov O. The influence of absorbing coating material on the efficiency of laser shock peening // *Metals*. 2024. Vol. 14 (9), 1045.
  17. Mironov S., Ozerov M., Kalinenko A., Zuiko I., Stepanov N., Plekhov O., Zhrebtsov S. On the degree of plastic strain during laser shock peening of Ti-6Al-4V // *Materials*. 2023. Vol. 16 (15), 5365.
  18. Ozerov M. S., Mironov S. Y., Kalinenko A. A., Kashaev N. S., Plekhov O. A., Salishchev G. A., Zhrebtsov S. V. Affect of laser shock peening on microstructure evolution and residual stresses of Ti-6Al-4V alloy // Abstr. of III Int. Conf. School of Young Scientists “Synthesis, structure, and properties of high-entropy materials”. Yekaterinburg, 2021. P. 70–71.
  19. Maawad E. et al. Investigation of laser shock peening effects on residual stress state and fatigue performance of titanium alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2012. Vol. 536. P. 82–91.
  20. Jia W. et al. Effect of laser shock peening on the mechanical properties of a near- $\alpha$  titanium alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2014. Vol. 606. P. 354–359.

## References

1. Williams J. C., Boyer R. R. Opportunities and issues in the application of titanium alloys for aerospace components. *Metals*, 2020, vol. 10 (6), p. 705.
2. Gryaznov M. Y., Shotin S. V., Chuvildeev V. N., Sysoev A. N., Melekhin N. V., Piskunov A. V., Sakharov N. V., Semenycheva A. V., Murashov A. A. Improving the physical and mechanical characteristics of unalloyed titanium VT1-0 and studying the effect of selective laser melting parameters. *Zhurnal Tekhnicheskoi Fiziki*, 2023, vol. 68 (2), pp. 241–248.
3. Welsch G., Boyer R., Collings E. W. *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*. Detroit: ASM International, 1993. 1176 p.
4. Kocks U. F., Tome C. N., Wenk H. R. *Texture and Anisotropy: Preferred Orientations in Polycrystals and Their Effect on Materials Properties*. Cambridge: Cambridge University Press, 1998. 676 p.
5. Almen J. O. Shot blasting to increase fatigue resistance. *SAE Technical Paper*, 1943, 430143.
6. Perevalova O. B., Panin A. V., Kazachenok M. S., Sinyakova E. A. Effect of ultrasonic impact treatment on structural phase transformations in Ti-6Al-4V titanium alloy. *Physical Mesomechanics*, 2022, vol. 25 (3), pp.248–258.
7. Wu J., Zhao J., Qiao H., Hu X., Yang Y. The new technologies developed from laser shock processing. *Materials*, 2020, vol. 13 (6), 1453.
8. Lan L., Xin R., Jin X., Gao S., He B., Rong Y., Min N. Effects of laser shock peening on microstructure and properties of Ti-6Al-4V titanium alloy fabricated via selective laser melting. *Materials*, 2020, vol. 13 (15), 3261.
9. Qu G., Guo W., Shi J., He D., Zhang Y., Dong Y., Chi J., Shen Z., Li Y., Chen Z., Zhang H. Improvement of gradient microstructure and properties of wire-arc directed energy deposition titanium alloy via laser shock peening. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, vol. 918, 147422.
10. Pan X., He W., Huang X., Wang X., Shi X., Jia W., Zhou L. Plastic deformation behavior of titanium alloy by warm laser shock peening: Microstructure evolution and mechanical properties. *Surface and Coatings Technology*, 2021, vol. 405, 126670.
11. Jia W., Zan Y., Mao C., Li S., Zhou W., Li Q., Zhang S., Ji V. Microstructure evolution and me-

- chanical properties of a lamellar near- $\alpha$  titanium alloy treated by laser shock peening. *Vacuum*, 2021, vol. 184, 109906.
12. Luo X., Dang N., Wang X. The effect of laser shock peening, shot peening and their combination on the microstructure and fatigue properties of Ti-6Al-4V titanium alloy. *International Journal of Fatigue*, 2021, vol. 153, 106465.
  13. Fitzpatrick M. E., Fry A. T., Holdway P., Kandil F. A., Shackleton J., Suominen L. Determination of residual stresses by X-ray diffraction. *NPL Report*, 2005. 78 p.
  14. Williamson G. K., Hall W. H. X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram. *Acta Metallurgica*, 1953, vol. 1 (1), pp. 22–31.
  15. Polmear I. *Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals*. Elsevier, 2005. 421 p.
  16. Gachegova E., Davydov D., Mironov S., Kalinenko A., Ozerov M., Zhrebtsov S., Plekhov O. The influence of absorbing coating material on the efficiency of laser shock peening. *Metals*, 2024, vol. 14 (9), 1045.
  17. Mironov S., Ozerov M., Kalinenko A., Zuiko I., Stepanov N., Plekhov O., Zhrebtsov S. On the degree of plastic strain during laser shock peening of Ti-6Al-4V. *Materials*, 2023, vol. 16 (15), 5365.
  18. Ozerov M. S., Mironov S. Y., Kalinenko A. A., Kashaev N. S., Plekhov O. A., Salishchev G. A., Zhrebtsov S. V. Affect of laser shock peening on microstructure evolution and residual stresses of Ti-6Al-4V alloy. *Abstr. of III Int. Conf. School of Young Scientists "Synthesis, structure, and properties of high-entropy materials"*, Yekaterinburg, 2021, pp. 70–71.
  19. Maawad E. et al. Investigation of laser shock peening effects on residual stress state and fatigue performance of titanium alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, vol. 536, pp. 82–91.
  20. Jia W. et al. Effect of laser shock peening on the mechanical properties of a near- $\alpha$  titanium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 606, pp. 354–359.

**Просьба ссылаться на эту статью в русскоязычных источниках следующим образом:**

Вережак М. В., Плехов О. А., Жеребцов С. В., Вшивков А. Н. Эволюция текстуры и остаточных напряжений после лазерной ударной обработки в титановых сплавах ВТ6 и ВТ1-0 // Вестник Пермского университета. Физика. 2025. № 3. С. 5–12. doi: 10.17072/1994-3598-2025-3-05-12

**Please cite this article in English as:**

Verezhak M. V., Plekhov O. A., Zhrebtsov S. V., Vshivkov A. N. Evolution of texture and residual stresses after laser shock peening in titanium alloys VT6 and VT1-0. *Bulletin of Perm University. Physics*, 2025, no. 3, pp. 5–12. doi: 10.17072/1994-3598-2025-3-05-12

**Сведения об авторах**

1. Вережак Михаил Викторович, аспирант, Институт механики сплошных сред Уральского отделения РАН, ул. Академика Королева, 1, Пермь, 614013
2. Плехов Олег Анатольевич, д.ф.-м.н., чл.-корр. РАН, заведующий лабораторией, Институт механики сплошных сред Уральского отделения РАН, ул. Академика Королева, 1, Пермь, 614013; директор, Пермский федеральный исследовательский центр УрО РАН, ул. Ленина, д. 13а, Пермь, 614000.
3. Жеребцов Сергей Валерьевич, д.т.н., ведущий научный сотрудник, Белгородский государственный национальный исследовательский университет, ул. Победы, 85, г. Белгород, 308015
4. Вшивков Алексей Николаевич, к.ф.-м.н., младший научный сотрудник, Институт механики сплошных сред Уральского отделения РАН, ул. Академика Королева, 1, Пермь, 614013

**Author information**

1. Mikhail V. Verezhak, Postgraduate Student, Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS; 1, Akademika Koroleva st., Perm, 614013, Russia
2. Oleg A. Plekhov, Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Corresponding Member of the RAS, Head of Laboratory, Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS; 1, Akademika Koroleva st., Perm, 614013, Russia; Director of the Perm Federal Research Center UB RAS; 13a, Lenina st., Perm, 614000, Russia
3. Sergey V. Zhrebtsov, Doctor of Engineering Sciences, Leading Researcher, Belgorod State University; 85, Pobedy st., Belgorod, 308015, Russia
4. Aleksey N. Vshivkov, Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Junior Researcher, Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS; 1, Akademika Koroleva st., Perm, 614013, Russia