01,14

# Микроструктурные изменения и механизмы разрушения в титане ВТ1-0 в суб- и микрокристаллическом состояниях после обработки высоким давлением и усталостных испытаний

© М.В. Нарыкова[1], С.С. Манохин[2], В.И. Бетехтин[1], Ю.Р. Колобов[2], А.Г. Кадомцев[1], О.В. Амосова[1]

[1] Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия
[2] ФИЦ Проблем химической физики и медицинской химии РАН,
Черноголовка, Россия

E-mail: Maria.Narykova@mail.ioffe.ru

Поступила в Редакцию 20 мая 2025 г.
В окончательной редакции 21 мая 2025 г.
Принята к публикации 21 мая 2025 г.

Проведено изучение структуры образцов ВТ1-0 после усталостных испытаний при циклическом нагружении в суб- и микрокристаллическом состояниях после дополнительной обработки высоким гидростатическим давлением. Методами оптической и растровой электронной микроскопии проведены фрактографические исследования поверхностей усталостного разрушения. С использованием метода дифракции обратно-рассеянных электронов и просвечивающей электронной микроскопии на тонких фольгах изучена эволюция зеренной и дислокационной структуры, а также кристаллографической текстуры исследуемого материала. Методами малоуглового рентгеновского рассеяния и денситометрии определены параметры дефектной структуры (нанопор). Обсуждаются различия в характере разрушения суб- и микрокристаллического состояниях титана ВТ1-0 при различных параметрах усталостного нагружения.

**Ключевые слова:** титан, ВТ1-0, микроструктура, разрушение, нанопоры, усталость.

DOI: 10.61011/FTT.2025.05.60738.130-25

## 1. Введение

Титан и его сплавы, благодаря уникальному сочетанию высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и биосовместимости, нашли широкое применение в авиакосмической промышленности, медицине и химическом машиностроении [1]. Особое место среди них занимает технически чистый титан марки ВТ1-0, который используется для изготовления медицинских имплантатов, элементов энергетического оборудования и конструкций, работающих в агрессивных средах [2]. Однако традиционный крупнозернистый (КЗ) титан обладает ограниченной усталостной прочностью, что снижает долговечность изделий при циклических нагрузках [3]. В последние десятилетия внимание исследователей сосредоточено на создании ультрамелкозернистых (УМЗ) и субмикрокристаллических (СМК, SMC) структур в титане, которые демонстрируют значительное улучшение механических свойств. Например, в работе [4] показано, что размер зерен менее $1\,\mu$m повышает предел текучести титана ВТ1-0 на 75–85% по сравнению с КЗ-состоянием. Однако такие материалы склонны к рекристаллизации и деградации структуры при термоциклических воздействиях, что ограничивает их применение. Кроме того, как отмечается в работе [5], методы интенсивной пластической деформации (ИПД), используемые для получения УМЗ-структур, часто приводят к накоплению внутренних напряжений и микротрещин, что снижает усталостную стойкость, а также обуславливает низкую способность материала сохранять внутреннюю структуру при термическом и термомеханическом воздействии. В таких материалах могут происходить изменения микроструктуры и увеличение размера зерен образцов в процессе термического воздействия или термоциклического нагружения. Актуальным направлением является поиск постобработок, способных устранить дефекты СМК-структур без потери их преимуществ. Одним из таких методов считается воздействие высокого гидростатического давления. Как показано в работах [6,7], давление в диапазоне 1.1–5 GPa способно залечивать микропоры и повышать длительную прочность (например, при испытаниях на растяжение в режиме ползучести). Тем не менее, влияние высокого гидростатического давления на усталостное поведение титана ВТ1-0 в СМК-состоянии остается малоизученным.

Ранее авторами было установлено, что после воздействия гидростатического давления на СМК титан в определенной области его циклического нагружения наблюдается существенное повышение условного предела выносливости [8]. Поэтому целью данной работы является исследование микроструктурных изменений после усталостных испытаний при циклическом нагружении образцов сплава ВТ1-0 в СМК- и МК-состояниях, предварительно обработанных высоким гидростатическим давлением, сравнение этих данных с ранее полученными для исходных образцов. Особое внимание уделено

анализу морфологии разрушения и эволюции дислокационной структуры при различных режимах нагружения. Результаты работы дополняют существующие данные [9–11] и могут быть использованы для оптимизации технологий обработки титановых сплавов, применяемых в критически важных конструкциях.

## 2. Материалы и методы исследований

В качестве объекта исследований использовались образцы титанового сплава ВТ1-0 в СМК и рекристаллизованном микрокристаллическом (МК, МС) состояниях до и после воздействия высокого гидростатического давления и последующих испытаний в режиме циклического нагружения. Для структурных исследований использовались образцы после циклического нагружения в широком диапазоне напряжений. Подробное описание режимов циклического нагружения и размеры образцов опубликованы в работе [8].

Исследование фрактографии структуры излома разрушенных образцов проводили с использованием растровых электронных микроскопов Quanta 200 3D и Nowa NanoSEM 450 в режиме топографического контраста с использованием детектора вторичных электронов.

Измерения методом малоуглового рентгеновского рассеяния (МРР) проводились на специальной малоугловой рентгеновской установке с помощью гониометра с высоким разрешением ($2''$). Использовалось отфильтрованное Mo$K_\alpha$ излучение (длина волны $\lambda = 0.0707$ nm) с коллимацией по Кратки на узком пучке. Рассеянное излучение было обнаружено с помощью сцинтилляционного счетчика. Измерения проводились в диапазоне углов 0.9 ($0.9'$) — 10 ($10'$) min, благодаря которому был охвачен широкий диапазон размеров неоднородностей (от $\sim 5$ до $\sim 200$ nm). Расчет объемной доли рассеивающих неоднородностей проводился с использованием приближения Гинье [12].

Плотность образцов до и после воздействия высокого гидростатического давления определялась при комнатной температуре методом гидростатического взвешивания с точностью 0.01 %. В качестве рабочей жидкости использовалась дистиллированная вода с плотностью 0.9982 g/cm$^3$ (при температуре 293 K).

Обработка образцов высоким гидростатическим давлением проводилась при $P = 1.5$ GPa, в качестве рабочей жидкости применялось индустриальное масло, время выдержки 5 min (институт Физики металлов УрО РАН Екатеринбург).

## 3. Результаты исследований и обсуждение

### 3.1. Фрактографические исследования поверхности излома

Как было показано в работе [8], обработка давлением практически не вносит изменений в ход кривой Веллера

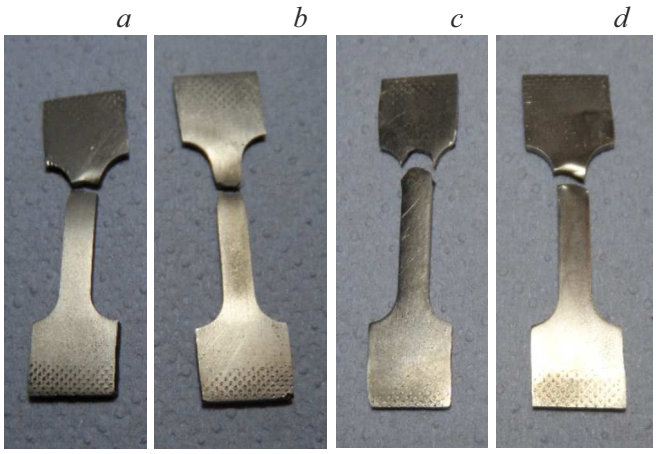



**Рис. 1.** Оптические изображения образцов ВТ1-0, обработанных давлением после циклических испытаний: *a* — МК ($\sigma = 480$ MPa, $N = 7.8 \cdot 10^5$), *b* — МК ($\sigma = 630$ MPa, $N = 7.1 \cdot 10^3$), *c* — СМК ($\sigma = 633$ MPa, $N = 5.8 \cdot 10^5$), *d* — СМК ($\sigma = 733$ MPa, $N = 2.3 \cdot 10^5$).

для образцов титана в МК состоянии. В СМК состоянии влияние давления не проявляется в ходе циклических испытаний при малых нагрузках, что приводит к тому, что практически не меняет усталостную прочность образцов, однако оказывает существенное влияние при больших нагрузках. Результатом такой обработки является значительное увеличение числа циклов до разрушения — от двух до трех раз. Поэтому при анализе экспериментальных данных будем рассматривать, в основном, два интервала нагружения: с большими и меньшими нагрузками и соответственно, меньшим или большим количеством циклов до разрушения $N$. Для СМК титана область высокой нагрузки условно определим при $\sigma \geq 650$ MPa. При этом напряжении число циклов до разрушения, согласно кривой Веллера [8], составляет порядка $5 \cdot 10^5$ после обработки высоким гидростатическим давлением и $2 \cdot 10^5$ — для образцов, не обработанных давлением. Для МК состояний будем также рассматривать области нагружения условно разделенные при величине напряжения $\sigma = 500$ MPa. При этом напряжении число циклов до разрушения для МК образцов составляет около $3.7 \cdot 10^5$ и практически не отличается для образцов до и после обработки давлением.

На рис. 1 представлены изображения изломов, обработанных давлением образцов ВТ1-0 с МК (рис. 1, *a, b*) и СМК (рис. 1, *c, d*) структурой, после циклических испытаний. На рис. 2 приведены результаты фрактографических исследований поверхности изломов образцов титанового сплава для различных диапазонов усталостного нагружения.

Как видно из результатов оптической металлографии (рис. 1, *a, b*), линия разрыва образцов с МК структурой ровная, наклоненная к оси образца примерно на угол 6−8 градусов. В зоне разрушения морфология поверхности излома свидетельствует о квазивязком характере

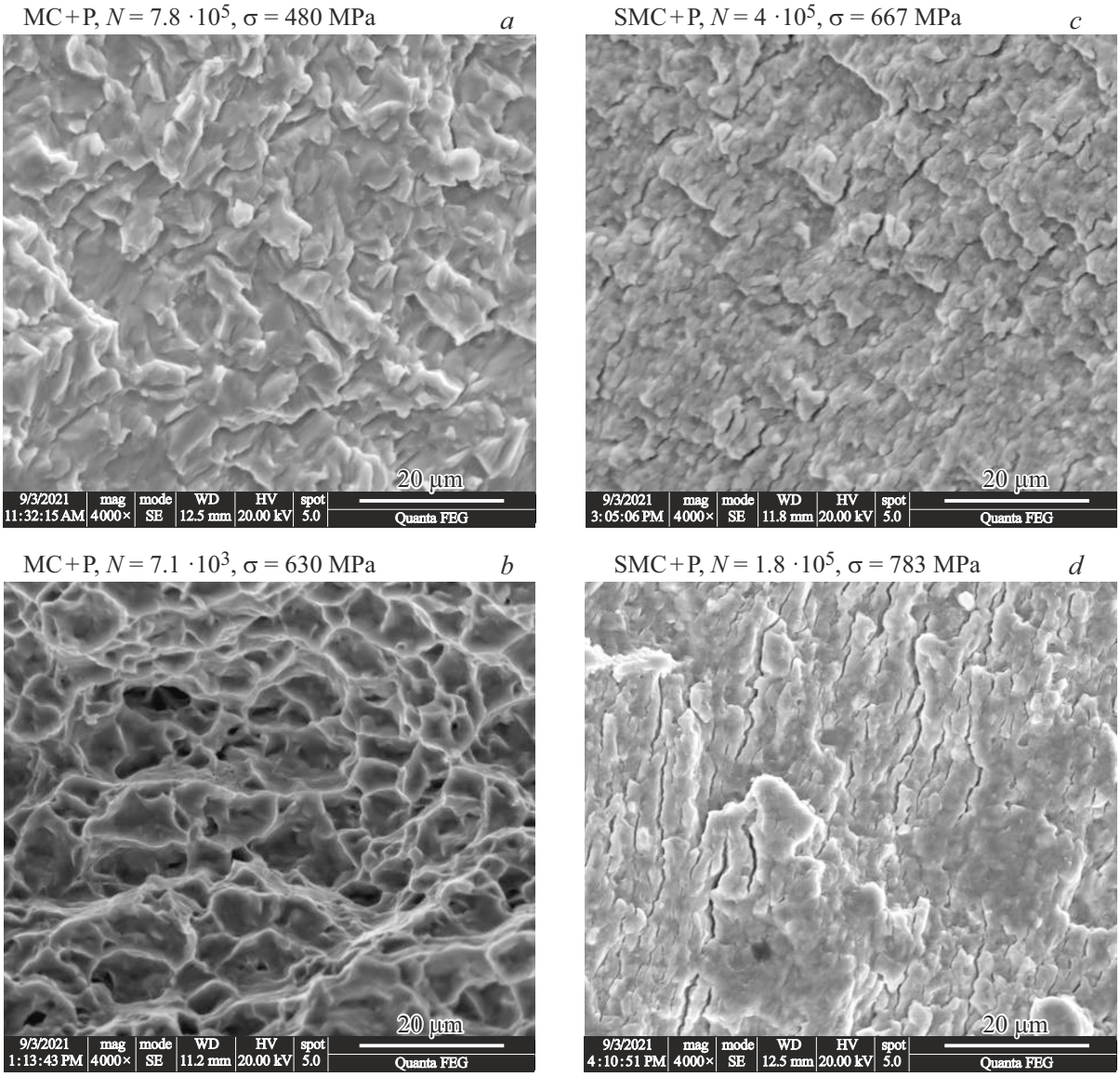



**Рис. 2.** Электронно-микроскопические изображения поверхности разрушения, перпендикулярной к поверхности излома образцов титанового сплава ВТ1-0 в МК ($a, b$) и СМК ($c, d$) состояниях, после обработки давлением (+P).

излома. Отличием от образцов, не обработанных давлением, является отсутствие большого количества трещин. Границы зерен острые, характерные для более хрупкого, чем вязкого излома.

Для образцов с СМК структурой (рис. 1, $c, d$) характерна U-образная форма излома, которая выражена для образцов с малой нагрузкой —- менее 650 MPa (рис. 1, $c$) и более ровный излом с наклоном порядка 8 градусов для образцов с большей нагрузкой (рис. 1, $d$). Такая U-образная форма излома, скорее всего, связана с гетерогенным образованием микротрещин на боковой поверхности образца. В зоне разрушения морфология поверхности излома свидетельствует о квазихрупком характере излома для образцов с малой нагрузкой и квазивязком характере для образцов с большей нагрузкой (рис. 2). Отличием от образцов с МК структурой является наличие микротрещин, характерных для ручеистого излома, которые свидетельствуют о более хрупком его характере по сравнению с образцами с МК структурой. Следует отметить, что для СМК образца с минимальной нагрузкой излом более хрупкий, чем для других образцов. Более хрупкий излом СМК-образца с минимальной нагрузкой обусловлен тем, обработка давлением, снижая общую дефектность, усиливает роль границ в процессе разрушения. При длительном циклическом нагружении с малыми амплитудами (большое число циклов до разрушения) происходит постепенное накопление повреждений преимущественно по границам зерен, а не в объеме зерен. Этому способствует повышенная плотность дислокаций вблизи границ после обработки давлением, что

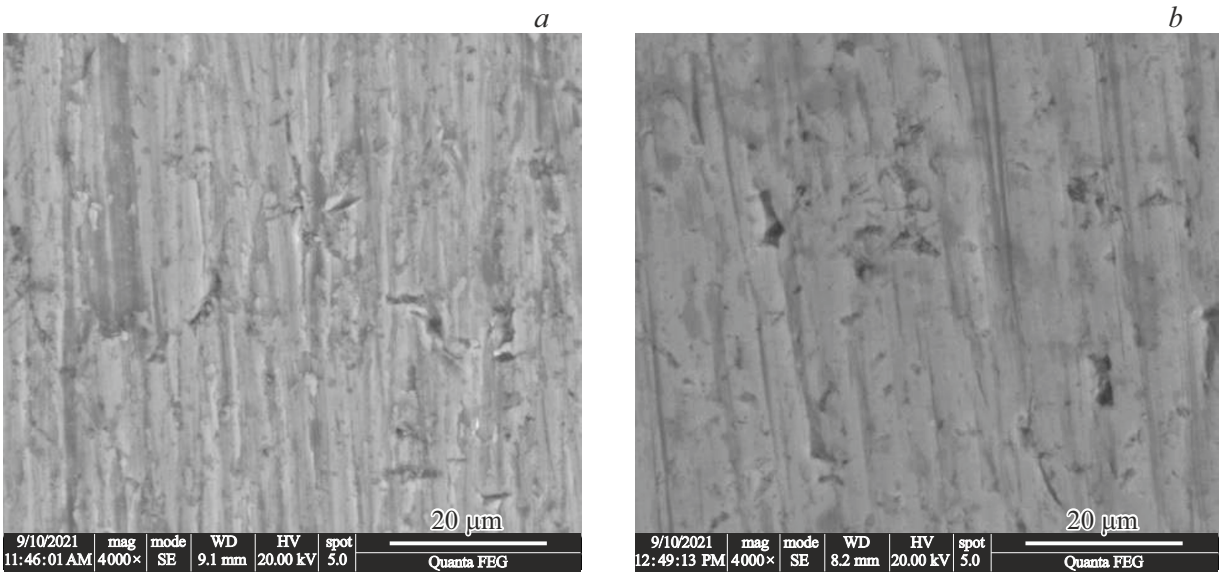



**Рис. 3.** Электронно-микроскопические изображения поверхности излома образцов титана ВТ1-0 в МК ($a$) и СМК ($b$) состояниях после предварительной обработки давлением и усталостных испытаний на растяжение, $N = 2 \cdot 10^6$. Образцы не доведены до разрушения.

подтверждается данными электронно-микроскопических исследований, проведенными в настоящей работе. В отличие от испытаний с высокими нагрузками, где активируются механизмы пластической деформации в теле зерен, при малых нагрузках доминирует межзеренное разрушение, придающее излому вид, соответствующий более хрупкому характеру разрушения. Такое поведение, как известно, характерно для субмикрокристаллических материалов, где границы зерен играют ключевую роль в механизмах деформации и разрушения.

### 3.2. Исследование морфологии поверхности образцов

На рис. 3, 4 представлены результаты исследования морфологии поверхности, перпендикулярной к поверхности разрушения образцов титана ВТ1-0, предварительно обработанных высоким гидростатическим давлением образцов, после проведения усталостных испытаний на растяжение в МК и СМК состояниях.

Поверхность образцов с изначально гладкой поверхностью с неглубокими специально наносимыми царапинами (остаются после полировки с последующим использованием бумаги градуировкой 2000, направлены вдоль оси образца — направление нагрузки при циклических испытаниях) остается практически неизменной для образцов с малой нагрузкой, прошедших более $2 \cdot 10^6$ циклов и не разрушившихся (рис. 3). Это справедливо для образцов, как с МК, так и СМК структурой. В образце с МК структурой были обнаружены малочисленные зарождающиеся микротрещины, ориентированные перпендикулярно направлению нагрузки.

В образцах с большей нагрузкой с МК структурой (разорванные образцы) наблюдается искривление поверхностных царапин, что свидетельствует об изменении поверхностного рельефа, причем высота неровностей поверхностного рельефа увеличивается по мере увеличения приложенной нагрузки вплоть до полного исчезновения царапин (рис. 4, $a$). Это наблюдается для образца с максимальной нагрузкой, который простоял наименьшее число циклов до разрушения. Кроме поверхностных микротрещин наблюдаются микропоры, плотность и размер которых максимальны для образца с максимальной нагрузкой. Для образца с МК структурой область пластического течения составляет около $1.5-2$ mm, в то время как у образцов с меньшей нагрузкой она меняется в пределах нескольких сотен микронов.

Для образцов с СМК структурой область пластического течения материала гораздо меньше, чем для образцов с МК структурой и не превышает $250\,\mu$m. В образце с СМК-структурой при максимальной нагрузке в отличие от аналогичного с МК структурой, зоны изменения поверхностного рельефа не наблюдается.

### 3.3. Исследование методами просвечивающей электронной микроскопии и ДОРЭ

Исследования текстуры методом анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ) показало, что все титановые образцы, обработанные давлением, как в исходном состоянии, так и после проведения циклических испытаний на растяжение выявили наличие аксиальной текстуры с осью текстуры $\langle 01\bar{1}0 \rangle$. Это справедливо как для образцов с МК структурой,

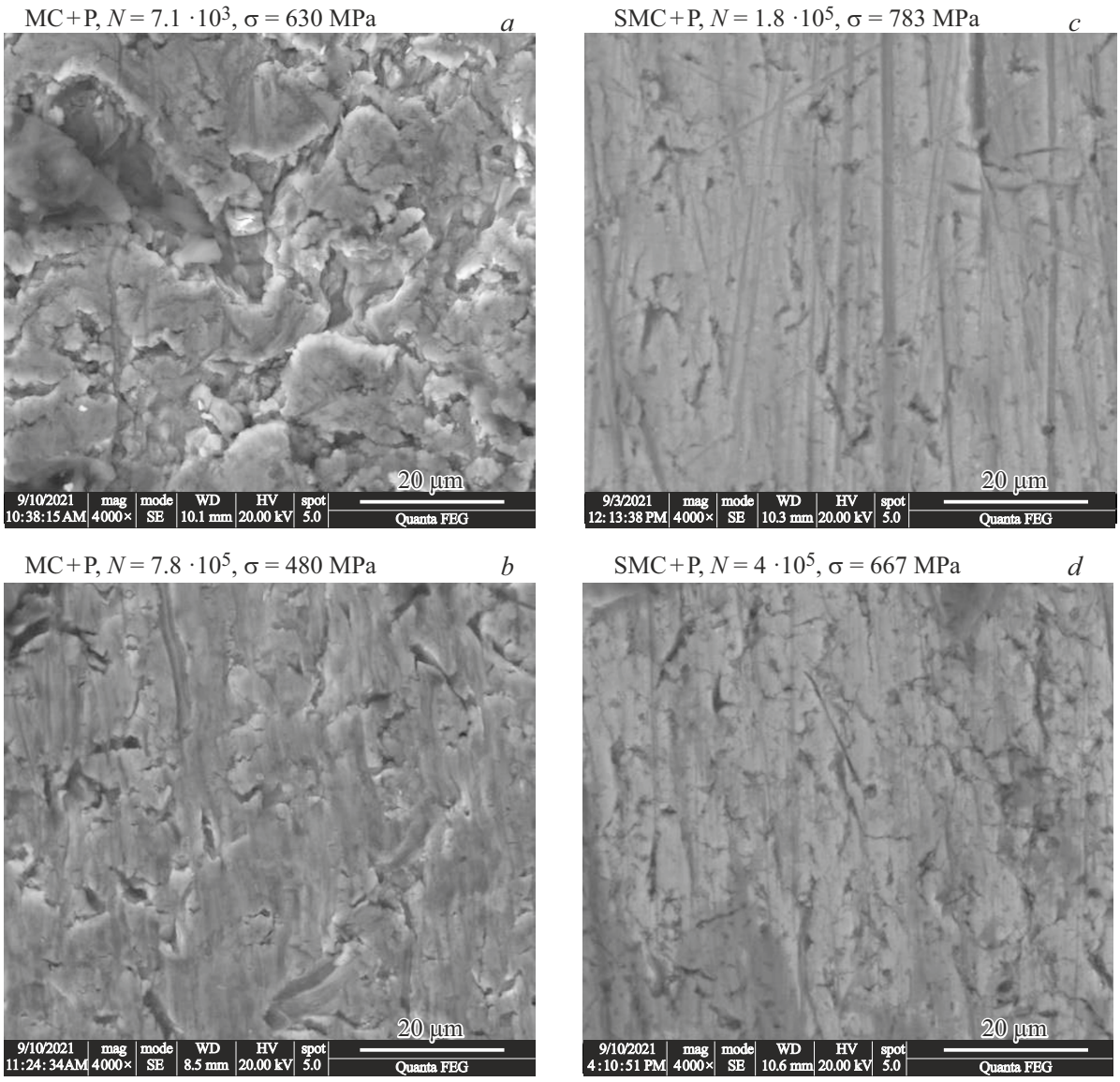



**Рис. 4.** Электронно-микроскопические изображения поверхности излома образцов титана марки ВТ1-0 в МК (*a, b*) и СМК (*c, d*) состояниях после проведения усталостных испытаний на растяжение до разрушения.

так и для образцов с СМК титана. Наличие такой текстуры связано с методикой получения прутков, а именно совмещением радиально сдвиговой и сортовой прокатки.

Как было показано в работе [8], в образцах МК и СМК титана после циклических испытаний размер зерна существенно не меняется. Для примера на рис. 5 приведены данные для образцов МК титана до и после проведения усталостных испытаний, предварительно обработанных давлением. На рис. 6 приведены изображения зеренной структуры МК и СМК титана до и после усталостных испытаний (для двух диапазонов нагружения) обработанных давлением образцов. В МК титане плотность дислокаций низкая, и после испытаний существенно возрастает. Можно обнаружить как отдельные дислокации, так и дислокации, локализованные в малоугловых границах. Плотность дислокаций выше в образце с меньшей нагрузкой, который выдержал большее количество циклов до разрушения.

В СМК образце уровень внутренних напряжений в образце высокий. В образцах после циклических испытаний структура принципиально не меняется, однако возрастает уровень внутренних напряжений по сравнению с исходным образцом, о чем можно качественно судить по увеличению плотности дислокаций и экстинкционных контуров с малым радиусом кривизны.

Следует также отметить, что уровень внутренних напряжений (плотность дислокаций внутри зерен и наличие изгибных экстинкционных контуров) в образцах после обработки гидростатическим давлением заметно выше, чем уровень напряжений в образцах, не обработанных давлением.

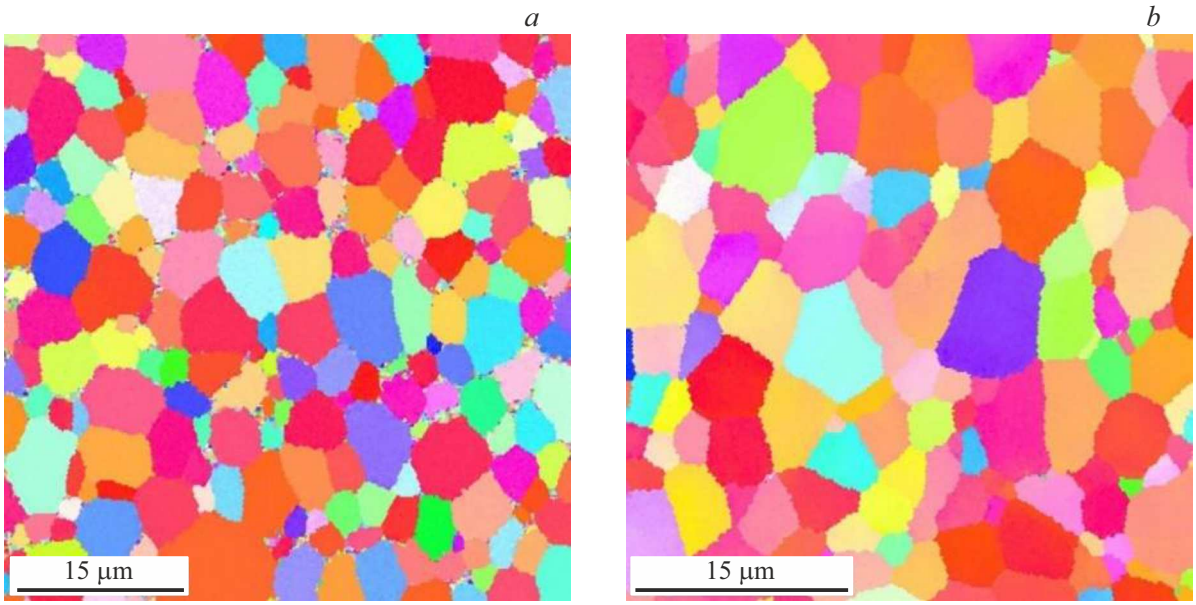



**Рис. 5.** Микроструктура образца МК титана после обработки давлением до $(a)$ и после $(b)$ испытаний на усталость при $\sigma = 560\,\text{MPa}$, $N = 1.1 \cdot 10^6$.

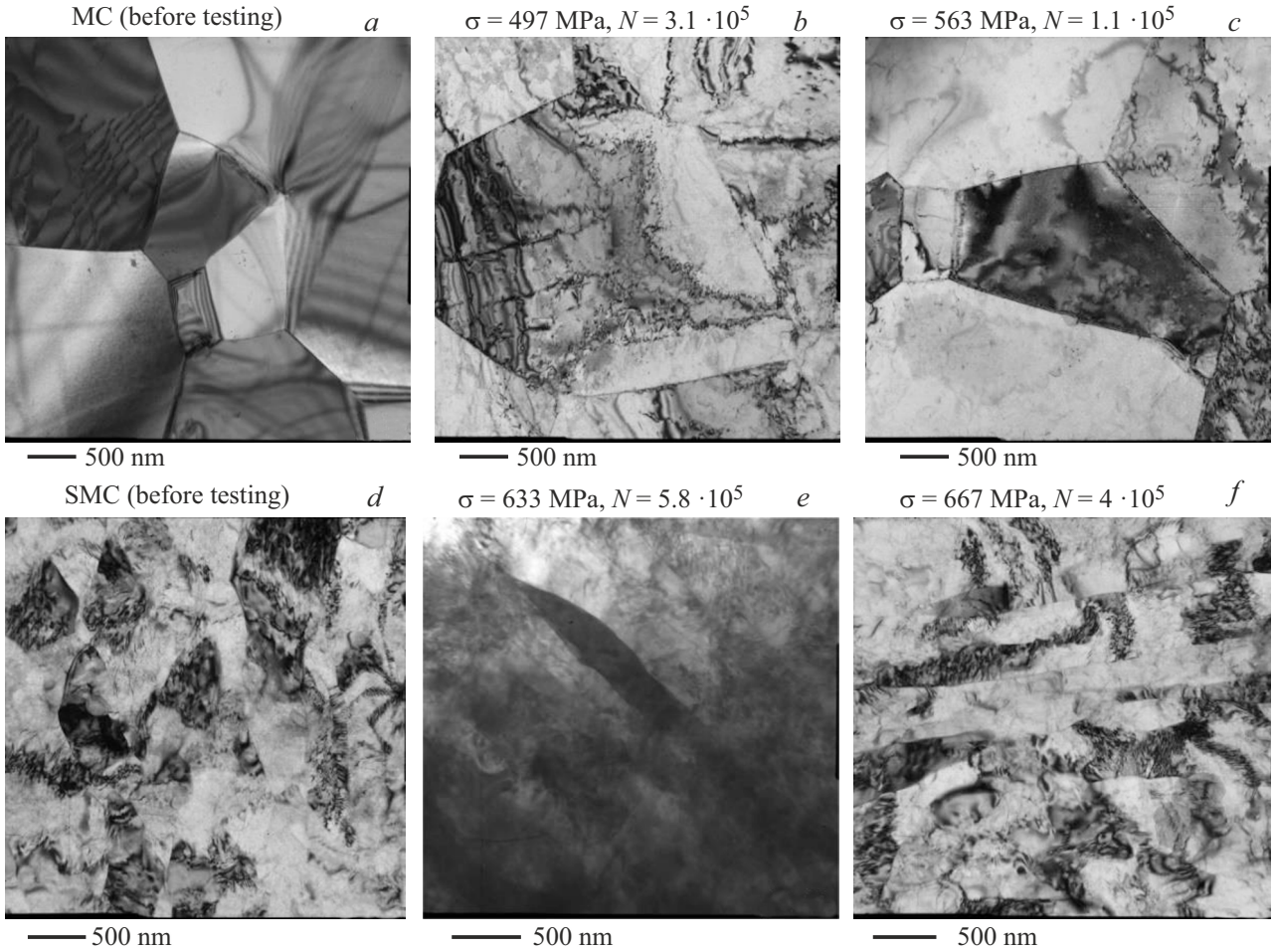



**Рис. 6.** ПЭМ-изображения, зеренной структуры образцов, обработанных высоким гидростатическим давлением титана ВТ1-0 с МК $(a, b, c)$ и СМК $(d, e, f)$ структурой, до и после циклических испытаний на разрыв.

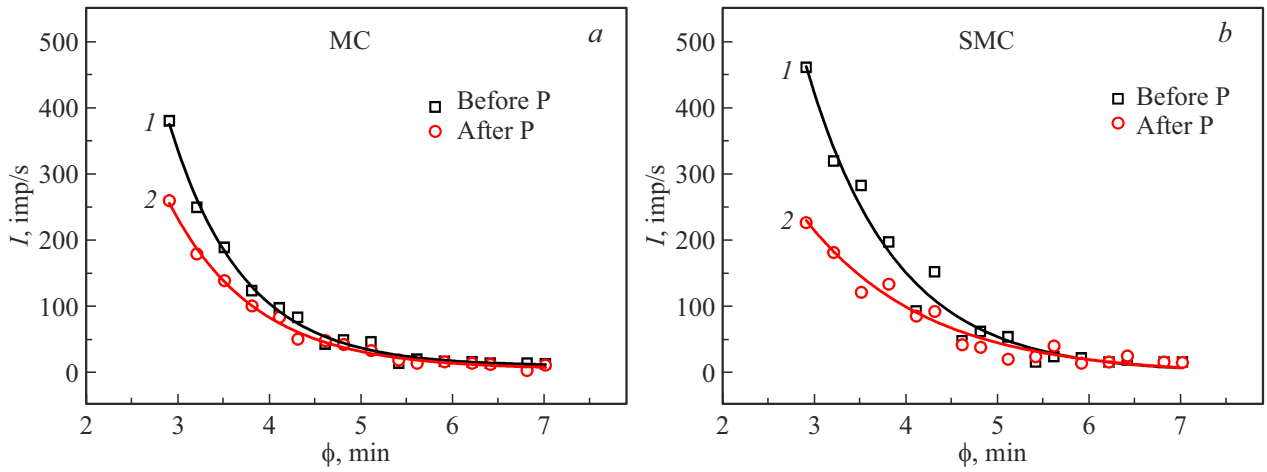



**Рис. 7.** Индикатрисы рассеяния для МК (*a*) и СМК (*b*) образцов ВТ1-0 до (кривая *1*) и после (кривая *2*) обработки высоким гидростатическим давлением.

### 3.4. Исследования методом малоуглового рентгеновского рассеяния и денситометрии

Зависимость интенсивности рассеяния I от угла рассеяния $\varphi$ для МК и СМК состояний до и после воздействия высокого гидростатического давления показана на рис. 7. Видно, что кривые (*2*), соответствующие обработанному давлению состоянию, расположены ниже кривых (*1*), соответствующие исходному состоянию. Как было показано в работе [13], применение высокого давления является эффективным способом уменьшения пористости материалов. Анализ индикатрис малоуглового рентгеновского рассеяния, представленных на рис. 7, *c* использованием приближения Гинье [12] показал, что после давления объемная доля рассеивающих неоднородностей в МК и СМК уменьшилась. Согласно расчетам, их характерный размер до обработки давлением составил порядка 20 nm. Объемная доля неоднородностей после воздействия высокого гидростатического давления для СМК состояния понизилась на 0.2 %, для МК эта величина существенно меньше — менее 0.1 %. После приложения давления, используемого в том числе и для выяснения пустотной природы несплошностей, в СМК состоянии можно отметить уменьшение размеров рассеивающих неоднородностей (при неизменной их концентрации), которое составило, согласно оценкам, $\sim 10-15$ % — до $16-17$ nm. Для МК состояния эти изменения малозаметны и составляют величину менее 5 %.

Данные, полученные методом МРР, были подтверждены результатами определения плотности методом гидростатического взвешивания. Так, плотность МК образца повысилась с 4.4987 до 4.5036 g/cm$^3$ после давления, для СМК-состояния — с 4.4963 до 4.5054 g/cm$^3$. Полученные результаты по изменению плотности, определенной денситометрическим методом, составили соответственно 0.11 % и 0.2 % для МК и СМК образцов соответственно. Более высокое значение плотности (до давления) для МК состояния обусловлено, очевидно, тем, что МК структура была сформирована из СМК-состояния рекристаллизационным отжигом (при $T = 550$°C). Термообработка, как известно [14–16], является эффективным способом залечивания микро- и нанопор, которые могут образовываться в процессе больших пластических деформаций в металлических материалах [17–21], что и ведет к повышению их плотности.

## 4. Обсуждение результатов

Выше было показано, что наибольшее влияние при усталостных испытаниях выявлено при больших нагрузках, когда число циклов до разрушения относительно невелико — менее $5 \cdot 10^5$. Для анализа сведем некоторые данные по результатам структурных исследований после усталостных испытаний МК и СМК образцов в области больших нагрузок в таблицу.

Разрушение образцов ВТ1-0 после обработки высоким гидростатическим давление в обоих исследованных состояниях происходит по смешанному механизму. При этом в рекристаллизованном МК состоянии преобладает квазивязкое разрушение образцов, особенно в области долома при максимальных прилагаемых нагрузках. В СМК состоянии преобладает разрушение образцов, качественно близкое по картинке разрушения к квазихрупкому.

Обнаружено заметное уменьшение числа микротрещин на единицу площади в области излома всех исследуемых типов образцов по сравнению с образцами, не обработанными давлением. Особенно это заметно для образцов с МК структурой.

Исследование морфологии боковой поверхности образцов до и после циклических испытаний методом РЭМ выявило образование поверхностного рельефа, связанного с локализацией пластического течения материала по плоскостям некристаллографического сдвига.

Сравнительный анализ разрушения МК и СМК образцов титана в диапазоне высоких нагрузках в режиме усталостного нагружения

| Параметр | МК-состояние ($N \leq 5 \cdot 10^5$) | СМК-состояние ($N \leq 5 \cdot 10^5$) |
|---|---|---|
| Характер разрушения | Квазивязко разрушение | Квазихрупкое разрушение |
| Микротрещины | Крупные, ориентированные поперек | Мелкие на боковых гранях образца, вдоль границ |
| Внутренние напряжения | Низкий уровень | Высокий уровень |
| Зона пластической деформации | Широкая (до 2 mm), выраженное пластическое течение | Узкая (менее 250 $\mu$m, локализованное течение) |
| Рельеф | Наблюдаются поверхностные микротрещин микропоры с высокой плотностью | Зоны изменения поверхностного рельефа не наблюдается |
| Микропоры | Микропоры диаметром 1–5 $\mu$m | Субмикронные дефекты вдоль границ зерен |

Было обнаружено, что размер области с измененным поверхностным рельефом вблизи линии разрыва для обработанного давлением образца меньше, чем соответствующий для необработанных давлением образцов. Тот факт, что в процессе разрушения образца зерна практически не удлиняются при одноосной деформации в направлении приложенной нагрузки, а также отсутствие характерного рельефа в виде параллельных полос, ориентированных под определенным углом к направлению приложенных напряжений, позволяет сделать предположение о том, что механизмом образования поверхностного рельефа является зернограничное проскальзывание. Кроме этого, было зафиксировано общее снижение числа микротрещин и пор на единицу площади поверхности в обработанных давлением образцах по сравнению с исследованными ранее необработанными давлением образцами. Отсутствие значимого изменения числа циклов до разрушения в МК-состоянии, несмотря на снижение плотности трещин на 20–30 % после обработки давлением, объясняется сложным характером усталостного разрушения, где определяющую роль играет не только количество трещин, но и динамика их развития. Обработка давлением снижает количество инициируемых пор и трещин, вероятно, одновременно модифицирует микроструктуру таким образом, что механизм роста и распространения доминирующей трещины изменяется. Это приводит к сохранению общего числа циклов до разрушения.

Методами просвечивающей электронной микроскопии установлено, что размер зерен и эволюция структуры в процессе циклических испытаний в образцах, предварительно обработанных давлением, принципиально не отличаются от соответствующих не обработанных давлением образцов. Однако уровень микронапряжений, связанных с высокой плотностью дислокаций и экстинкционных контуров, в обработанных давлением образцах заметно выше. Кажущееся противоречие между повышением усталостной долговечности и ростом внутренних напряжений в СМК-титане после обработки высоким давлением, по-видимому, объясняется тем, что гидростатическое давление устраняет микропоры и несплошности, являющиеся основными концентраторами напряжений при зарождении усталостных трещин, что превалирует над негативным эффектом повышенных внутренних напряжений.

## 5. Заключение

1. Выявлены различия в характере разрушения МК и СМК образцов титана ВТ1-0 при различных параметрах нагружения в режиме циклической усталости. При увеличении напряжения морфология поверхности МК-титана отражает классическое вязкое разрушение, тогда как для СМК-титана характерно сочетание хрупких и пластических механизмов. При малых напряжениях (и большом количестве циклов до разрушения) для обоих состояний преобладает квазихрупкое разрушение.

2. Обработка высоким гидростатическим давлением для МК-титана не меняет механизм разрушения. Для СМК-образцов давление устраняет нанопоры, уменьшает гетерогенность структуры и повышает устойчивость к зарождению трещин.

3. Обработка давлением наиболее эффективна для СМК-состояния, улучшая микроструктурную однородность и подавляя дефекты.

Данные особенности важны для прогнозирования долговечности изделий из титановых сплавов в реальных условиях эксплуатации.

### Благодарности

Авторы выражают благодарность и признательность зав. лаб. физики высоких давлений Института физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук В.П. Пилюгину за обработку образцов высоким гидростатическим давлением.

### Финансирование работы

Исследование выполнено в рамках государственного задания FFSG-2024-0018, № 124020700089-3 (в части

исследования микроструктуры образцов) и FFUG-2024-0032, № 124031100068-0 (в части исследования дефектной структуры).

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

[1] C. Leyens, M. Peters. Titanium and Titanium Alloys. Fundamentals and Applications. Wiley–VCH Verlag GmbH & Co. KGaA (2003). 513 p.
[2] M.A. Gepreel, M. Niinomi. J. Mech. Behav. Biomed. Mater. **20**, 407 (2013) https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2012.11.014
[3] R. Boyer, E.W. Collings, G. Welsch. Materials Properties Handbook: Titanium Alloys. ASM International (1994). 1147 p.
[4] В.И. Бетехтин, Ю.Р. Колобов, V. Sklenicka, А.Г. Кадомцев, М.В. Нарыкова, J. Dvorak, Е.В. Голосов, Б.К. Кардашев, И.Н. Кузьменко. ЖТФ **85**, *1*, 66 (2015). (V.I. Betekhtin, Yu.R. Kolobov, V. Sklenicka, A.G. Kadomtsev, M.V. Narykova, J. Dvorak, E.V. Golosov, B.K. Kardashev, I.N. Kuz'menko. Tech. Phys. **60**, *1*, 66 (2015). http://dx.doi.org/10.1134/S1063784215010041)
[5] В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, М.В. Нарыкова. ФТТ **62**, *2*, 267 (2020). http://dx.doi.org/10.21883/FTT.2020.02.48878.603 (V.I. Betekhtin, A.G. Kadomtsev, M.V. Narykova. Phys. Solid State. **62**, *2*, 318 (2020). http://dx.doi.org/10.1134/S1063783420020067)
[6] В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, V. Sklenicka, М.В. Нарыкова. Письма ЖТФ **37**, *20*, 75 (2011). (V.I. Betekhtin, A.G. Kadomtsev, V. Sklenicka, M.V. Narykova. Tech. Phys. Lett. **37**, *10*, 977 (2011). http://dx.doi.org/10.1134/S106378501110018X)
[7] В.И. Бетехтин, Е.Д. Табачникова, А.Г. Кадомцев, М.В. Нарыкова, R. Lapovok. Письма ЖТФ **37**, *16*, 52 (2011). (V.I. Betekhtin, E.D. Tabachnikova, A.G. Kadomtsev, M.V. Narykova, R. Lapovok. Tech. Phys. Lett. **37**, *8*, 767 (2011). http://dx.doi.org/10.1134/S1063785011080189)
[8] М.В. Нарыкова, В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, Ю.Р. Колобов. ФТТ **66**, *12*, 2317 (2024). (M.V. Narykova, V.I. Betekhtin, A.G. Kadomtsev, Yu.R. Kolobov. Phys. Solid State **66**, *12*, 2216 (2024). https://doi.org/10.61011/PSS.2024.12.60219.300)
[9] I.P. Semenova, Yu.M. Modina, A.G. Srotskiy, A.V. Polyakov, M.V. Pesin. Metals **12**, *2*, 312 (2022). https://doi.org/10.3390/met12020312
[10] S.V. Zherebtsov, G.S. Dyakonova, A.A. Salemb, S.P. Malysheva, G.A. Salishcheva, S.L. Semiatin. Mater. Sci. Eng. A **528**, *9*, 3474 (2011). https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.01.039
[11] Y. Estrin., A. Vinogradov. Acta Mater. **61**, *3*, 782 (2013). https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.10.038.
[12] A. Guinier, G. Fournet. Small-angle scattering of X-rays. John Wiley and Sons, New York, (1955). 269 p.
[13] В.И. Бетехтин, А.М. Глезер, А.Г. Кадомцев, А.Ю. Кипяткова. ФТТ **40**, *1*, 85 (1998).
[14] В.И. Бетехтин, Е.Л. Гюлиханданов, А.Г. Кадомцев, А.Ю. Кипяткова, О.В. Толочко. ФТТ **42**, *8*, 1420 (2000). (V.I. Betekhtin, E.L. Gyulikhandanov, A.G. Kadomtsev, A.Y. Kipyatkova, O.V. Tolochko. Phys. Solid State **42**, *8*, 1460 (2000). DOI: http://dx.doi.org/10.1134/1.1307053
[15] В.Н. Перевезенцев, М.Ю. Щербань, Т.А. Грачёва, Т.А. Кузьмичёва. ЖТФ **85**, *8*, 63 (2015).
[16] J. Ribbe, G. Schmitz, D. Gunderov, Y. Estrin, Y. Amouyal, G. Wilde, S.V. Divinski. Acta Mater. **61**, *14*, 5477 (2013). https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.05.036
[17] В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, V. Sklenicka, V. Saxl. ФТТ **49**, *10*, 1787 (2007). (V.I. Betekhtin, A.G. Kadomtsev, V. Sklenicka, I. Saxl. Phys. Solid State **49**, *10*, 1874 (2007). http://dx.doi.org/10.1134/S1063783407100101)
[18] R. Lapovok, D. Tomus, J. Mang, Y. Estrin, T.C. Lowe. Acta Mater. **57**, *10*, 2909 (2009). https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.02.042
[19] В.И. Бетехтин, V. Sklenicka, V. Saxl, Б.К. Кардашев, М.В. Нарыкова. ФТТ **52**, *8*, 1517 (2010). (V.I. Betekhtin, V. Sklenicka, I. Saxl, B.K. Kardashev, A.G. Kadomtsev, M.V. Narykova. Phys. Solid State, **52**, *8*, 1629 (2010). http://dx.doi.org/10.1134/S1063783410080111)
[20] J. Dvorak, V. Sklenicka, V.I. Betekhtin, A.G. Kadomtsev, P. Kral, M. Kvapilova, M. Svoboda. Mater. Sci. Eng. A **584**, 103 (2013). https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.07.018
[21] I.A. Ovid'ko, A.G. Sheinerman, N.V. Skiba. Acta Mater. **59**, *2*, 678 (2011). https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.10.005

*Редактор А.Н. Смирнов*