05

Закономерности изменения модуля Юнга и микропластических свойств титана ВТ1-0 с разной структурой при циклическом нагружении

© *М.В. Нарыкова*[1], *Б.К. Кардашев*[1], *В.И. Бетехтин*[1], *Ю.Р. Колобов*[2], *А.Г. Кадомцев*[1]

[1] ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия
[2] Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Московская обл., Россия
E-mail: Maria.Narykova@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 29 сентября 2025 г.
В окончательной редакции 6 ноября 2025 г.
Принято к публикации 9 ноября 2025 г.

Проведено исследование эволюции модуля Юнга и микропластических свойств титана ВТ1-0 в субмикрокристаллическом и микрокристаллическом состояниях на различных этапах усталостных испытаний. Акустическим методом составного пьезоэлектрического вибратора изучены амплитудные зависимости модуля упругости $E(\varepsilon)$ и декремента колебаний $\delta(\varepsilon)$, а также построены диаграммы микропластического деформирования. Установлено, что циклическое нагружение по-разному влияет на свойства микрокристаллического и субмикрокристаллического состояний. Результаты работы важны для понимания механизмов усталостного разрушения ультрамелкозернистых титановых сплавов и прогнозирования их долговечности.

Ключевые слова: титан ВТ1-0, модуль Юнга, усталостные испытания, суб- и микрокристаллическая структура, микропластическая деформация.

DOI: 10.61011/PJTF.2026.05.62333.20509

Титановые сплавы, в частности технический титан ВТ1-0, находят широкое применение в аэрокосмической, медицинской и химической промышленности благодаря уникальному сочетанию высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и биосовместимости [1,2]. Эксплуатация конструкций часто происходит в условиях знакопеременных циклических нагрузок, что приводит к усталостному разрушению, которое является одной из основных причин выхода из строя отдельных элементов [3].

Одним из наиболее эффективных путей повышения механических характеристик металлов и сплавов является управление их структурой на микро- и наноуровне. Методы интенсивной пластической деформации позволяют получать объемные субмикрокристаллические и ультрамелкозернистые материалы с размером зерна менее $1\,\mu$m. Такая структура приводит к значительному увеличению предела текучести, статической и циклической прочности по сравнению с аналогичными параметрами крупнокристаллических аналогов [4,5]. Однако реакция таких материалов на циклическое нагружение изучена в значительно меньшей степени [6,7]. Поведение при усталости не может быть прямо предсказано на основе характеристик статической прочности, так как оно определяется сложным взаимодействием таких процессов, как накопление повреждений, генерация и аннигиляция дислокаций, релаксация внутренних напряжений и образование зародышей разрушения.

Особый интерес представляет исследование эволюции не только макромеханических характеристик (предела выносливости, количества циклов до разрушения), но и фундаментальных физико-механических свойств на различных стадиях усталостного нагружения. К таким свойствам относятся модуль упругости и параметры микропластической деформации. Модуль Юнга является важной характеристикой, определяющей жесткость материала и его способность сопротивляться упругой деформации. Его изменения в процессе циклического нагружения могут служить индикатором накопления повреждений, релаксации внутренних напряжений или фазовых превращений. Микропластические свойства, проявляющиеся при малых амплитудах деформации порядка 10^{-5}, являются высокочувствительным индикатором состояния кристаллической решетки, плотности и дефектов (дислокаций, вакансий), а также взаимодействия между ними. Изучение диаграмм микропластического деформирования позволяет определить такой важный параметр, как напряжение микротекучести, которое характеризует сопротивление материала начальной пластической деформации.

Настоящая работа посвящена экспериментальному исследованию эволюции модуля Юнга и микропластических характеристик титана ВТ1-0 в субмикрокристаллическом (СМК) и микрокристаллическом (МК) состояниях на различных этапах циклических испытаний на усталость с целью установления закономерностей и физических механизмов накопления повреждений в зависимости от исходного структурного состояния.

В качестве объекта исследований использовались образцы титанового сплава ВТ1-0 в СМК- и рекристал-

лизованном МК-состояниях. МК-структура была сформирована путем отжига титана с СМК-структурой в течение часа при температуре 823 K. Средний размер зерна составлял 0.2 и $2-3\,\mu$m для СМК- и МК-состояний соответственно. Результаты структурных исследований для МК- и СМК-состояний до испытаний, а также режимы циклических испытаний на усталость приведены в [8]. Структурные данные для испытанных на усталость образцов опубликованы в [9].

Было проведено изучение микропластических свойств исследуемого сплава в МК- и СМК-состояниях до и после испытаний на усталость с количеством циклов $4\cdot10^5$, $6\cdot10^5$, $8\cdot10^5$. Дополнительно для экспериментальных образцов с СМК-структурой были определены характеристики микропластических свойств после $2\cdot10^5$ и $1\cdot10^6$ циклов испытаний. Образцы для испытаний на усталость имели вид двутавровой лопатки с толщиной рабочей области 1 mm. После проведения усталостных испытаний для акустических экспериментов из рабочей части таких лопаток изготавливали образцы в виде стержня прямоугольного сечения размером 1×3 mm и длиной около 20 mm.

Упругие и микропластические свойства были определены акустическим методом составного пьезоэлектрического вибратора. Подробное описание метода приведено в [10]. Испытания проводились на частоте около 100 kHz в широком диапазоне амплитуд колебательной деформации ε.

На рис. 1, *a*, *b* приведены амплитудные зависимости модуля Юнга $E(\varepsilon)$ и декремента $\delta(\varepsilon)$ для МК- и СМК-образцов титана ВТ1-0, измеренные при увеличении и уменьшении амплитуды.

Как видно из рис. 1, *a*, *b*, до испытаний модуль упругости выше для СМК-состояния, чем для МК (109.1 и 104.6 GPa соответственно). При циклическом нагружении образцы СМК- и МК-титана ведут себя существенно различным образом. Для МК-образцов, как видно из рис. 1, *a*, после циклической нагрузки для $N=4\cdot10^5$ наблюдается повышение модуля Юнга от 104.6 до 107.1 GPa. Увеличение числа циклов (до $6\cdot10^5$, $8\cdot10^5$) ведет к последовательному снижению модуля упругости соответственно до 103.5 и 100.9 GPa. Для декремента δ, как и для модуля упругости, циклическая деформация ведет вначале к его повышению почти в 2 раза (от $25\cdot10^{-5}$ до $46\cdot10^{-5}$), а при увеличении числа испытательных циклов — к последовательному уменьшению (до $33\cdot10^{-5}$ и $20\cdot10^{-5}$).

Для СМК-титана (рис. 1, *b*) наблюдается заметное снижение модуля упругости (относительно состояния до испытаний) для $N=2\cdot10^5$ (до 102.5 GPa). Увеличение числа циклов испытаний существенно не влияет на модуль Юнга СМК-титана, величина которого находится в диапазоне 102–104 GPa для всех исследованных после циклического нагружения образцов. Декремент для СМК-титана меняется менее существенно, чем для МК-образцов. Так, испытания при $N=2\cdot10^5$ практически не влияют на δ. Увеличение числа циклов ведет

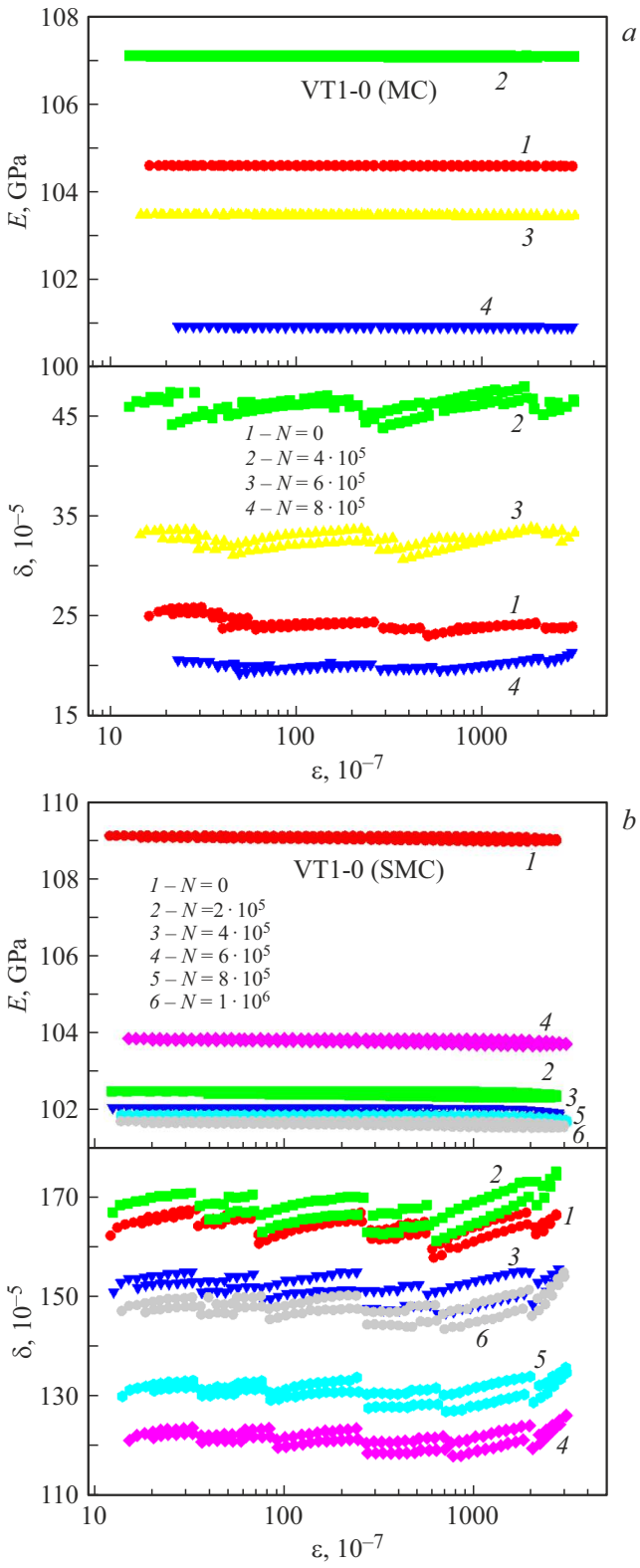


Рис. 1. Амплитудные зависимости модуля Юнга (E) и декремента затухания (δ) титана ВТ1-0 до и после усталостных испытаний при различном числе циклов нагружения (N). *a* — МК-структура (MC), *b* — СМК-структура (SMC). Измерения выполнены при комнатной температуре.

к его небольшому снижению (наименьшее значение $120 \cdot 10^{-5}$, что на 30 % меньше, чем для состояния до испытания).

На рис. 2, *a*, *b* приведены диаграммы микропластического деформирования $\sigma(\varepsilon_d)$, полученные на основе зависимостей $E(\varepsilon)$, которые измерены при первом увеличении амплитуды. На оси ординат представлены амплитуды колебательных напряжений $\sigma = E\varepsilon$, а на оси абсцисс — нелинейная неупругая деформация $\varepsilon_d = \varepsilon(\Delta E/E)_h$, где $(\Delta E/E)_h = (E - E_i)/E_i$ — амплитудно-зависимый дефект модуля (E_i — модуль, измеряемый при малых амплитудах, где он еще не зависит от величины ε).

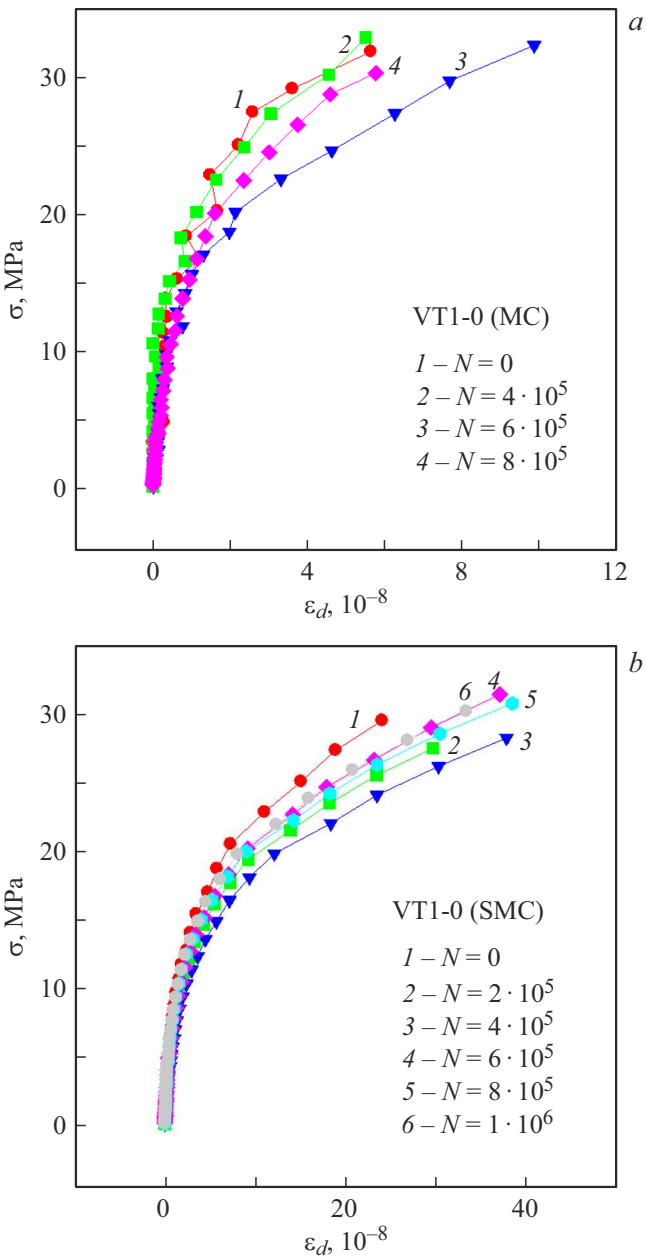


Рис. 2. Диаграммы микропластического деформирования титана ВТ1-0 до и после усталостных испытаний с различным числом циклов нагружения (N). *a* — МК-структура (МС), *b* — СМК-структура (SMC). Измерения выполнены при комнатной температуре.

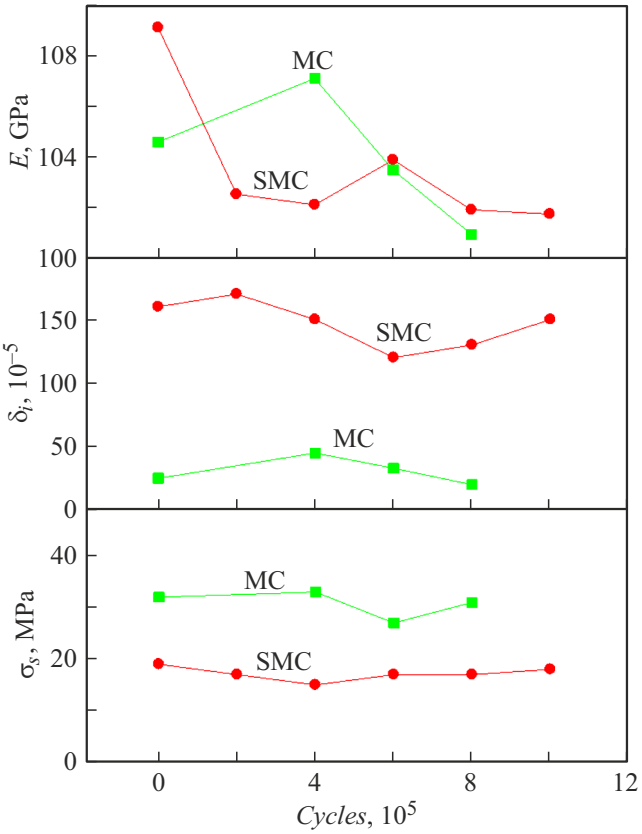


Рис. 3. Зависимости модуля Юнга E, амплитудно-независимого декремента δ_i и напряжения микротекучести σ_s от числа циклов усталостных испытаний для титана ВТ1-0 в состояниях МК (МС) и СМК (SMC). Параметры определены при неупругой деформации $\varepsilon_d = 6.0 \cdot 10^{-8}$. Измерения выполнены при комнатной температуре.

Общим для обоих типов образцов является то, что кривая *1*, соответствующая состоянию до испытаний, расположена преимущественно выше остальных. При циклическом нагружении следующие кривые располагаются ниже (кривые *2* и *3* для МК- и СМК-состояний). При большом числе циклов ($N = 8 \cdot 10^5$ для МК-состояния и $N = 6 \cdot 10^5$ для СМК-состояния) наблюдается тенденция к некоторому росту напряжения микропластического течения σ (кривая *4* на рис. 2, *a* для МК-состояния, кривые *4*–*6* на рис. 2, *b* для СМК-состояния) и приближение к кривой *1*.

Проанализируем полученные данные. Для этого рассмотрим экспериментальные данные, представленные на рис. 3 в виде зависимостей E, δ_i и σ_s от числа циклов нагружения; результаты измерений плотности всех исследованных образцов приведены в таблице.

Основное отличие в поведении модуля Юнга для МК- и СМК-образцов состоит в том, что после испытаний при $N = 4 \cdot 10^5$ для первого мы наблюдаем уменьшение,

Плотность ρ и дефект плотности $\Delta\rho/\rho$ (разуплотнение) образцов СМК- и МК-титана для различного числа циклов нагружения N

Параметр	N					
	0	$2 \cdot 10^5$	$4 \cdot 10^5$	$6 \cdot 10^5$	$8 \cdot 10^5$	10^6
ρ, g/cm^3 (МК)	4.4987	–	4.4981	4.4964	4.4866	–
$\Delta\rho/\rho$, % (МК)	0	–	0.01	0.05	0.27	–
ρ, g/cm^3 (СМК)	4.4963	4.4948	4.4846	4.4812	4.4749	4.4709
$\Delta\rho/\rho$, % (СМК)	0	0.03	0.26	0.34	0.48	0.57

а для второго — рост E. При увеличении числа циклов испытаний для МК-состояния наблюдается заметное снижение E, в то время как для СМК-состояния его значение варьируется около 102 GPa (только для $N = 6 \cdot 10^5$ модуль Юнга $E = 104$ GPa). Согласно данным таблицы, для обоих типов образцов титана при усталостных испытаниях наблюдается уменьшение плотности. Поэтому уменьшение модуля для образцов СМК-титана представляется естественным (значение модуля пропорционально плотности). Для МК-титана немонотонное поведение модуля Юнга E можно объяснить следующим образом. В процессе пластической деформации (циклические испытания на усталость) в МК-образцах формируются высокие локальные напряжения, которые ведут к росту модуля Юнга [11]. В то же время образующиеся при длительных испытаниях на усталость несплошности (нано- и микропоры, микротрещины) ведут к его уменьшению. В результате процесс накопления микронесплошностей превалирует над влиянием внутренних напряжений, что отражается на снижении модуля Юнга.

Для СМК-образцов, которые были получены при больших пластических деформациях, уровень внутренних напряжений (до начала испытаний на циклическую усталость) заметно выше, чем в МК-состоянии. Так, во многих работах было показано, что интенсивная пластическая деформация приводит к формированию высоких внутренних напряжений, которые оказывают влияние на ряд физико-механических свойств металлических материалов. Анализируя данные таблицы, можно отметить, что снижение плотности ($\Delta\rho/\rho$) при усталостных испытаниях в СМК-титане происходит заметно интенсивнее, чем для МК-образцов. Поэтому фактор плотности, вероятнее всего, играет здесь более важную роль, чем влияние внутренних напряжений. Отметим, что до циклических испытаний плотность СМК-образцов меньше плотности МК-образцов (см. таблицу, $N = 0$). Это различие, как было показано в [8], обусловлено наличием нанопор размером порядка 20 nm, которые образуются при получении СМК-структуры. Более высокая начальная концентрация микронесплошностей в СМК-титане в сравнении с МК-образцом может способствовать более интенсивному дополнительному накоплению микронесплошностей, которые являются зародышами для роста пор.

Зависимость логарифмического декремента для СМК-образцов находится заметно выше, чем для МК (рис. 3), что, вероятнее всего, обусловлено более высокой плотностью границ зерен в СМК-состоянии, на которых рассеивается энергия ультразвука. Для МК-образцов характер зависимости для логарифмического декремента близок к наблюдаемому для модуля упругости: пик при $N = 4 \cdot 10^5$ и далее снижение.

Для СМК-образцов наблюдается противоположная по характеру зависимость: уменьшение модуля сопровождается „подрастанием“ декремента, и наоборот. Такое поведение является характерным для пластической деформации, когда при увеличении плотности дислокаций модуль упругости падает, а декремент растет [10,12].

Напряжение микропластического течения, определенное при $\varepsilon_d = 6.0 \cdot 10^{-8}$ для СМК-образцов, в среднем почти в 1.5 раза меньше, чем для МК (рис. 3), что указывает на меньшее сопротивление начальной пластической деформации в случае ультрамелкого зерна, несмотря на более высокий предел текучести при квазистатическом нагружении.

Установлен характер и определены возможные механизмы эволюции упругих и микропластических свойств технически чистого титана (сплав ВТ1-0) в микрокристаллическом и субмикрокристаллическом состояниях в процессе циклического нагружения (испытаний на усталость). Полученные данные показали существенные различия в поведении двух типов структур.

Для МК-состояния обнаружено немонотонное изменение модуля Юнга, связанное с генерацией высоких внутренних напряжений, которое сменяется последующим их снижением вследствие превалирования процесса накопления микронесплошностей. Для СМК-состояния уже после первых этапов нагружения наблюдается значительное снижение модуля упругости, величина которого в дальнейшем практически не изменяется. Определяющим фактором, влияющим на модуль упругости в СМК-материале, является снижение плотности (разуплотнение), которое протекает более интенсивно, чем в МК-состоянии. По-видимому, это связано с более высокой концентрацией зародышевых нанопор в СМК-состоянии.

Таким образом, проведенные акустические исследования микропластических свойств показали, что, несмотря на высокую статическую прочность, СМК-титан характеризуется более ранним и интенсивным развитием микроповреждений (микро- и нанопористости) при циклическом нагружении по сравнению с МК-состоянием.

Полученные данные важны для прогнозирования усталостной долговечности при создании ультрамелкозернистых, нано- и субмикрокристаллических титановых сплавов с оптимизированным комплексом механических свойств.

Финансирование работы

Исследование выполнено в рамках государственного задания FFSG-2024-0018, № 124020700089-3 (в части циклических испытаний) и FFUG-2024-0032, № 124031100068-0 (в части акустических экспериментов).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] M. Najafizadeh, S. Yazdi, M. Bozorg, M. Ghasempour-Mouziraji, M. Hosseinzadeh, M. Zarrabian, P. Cavaliere, J. Alloys Compd. Commun., **3**, 100019 (2024). DOI: 10.1016/j.jacomc.2024.100019
[2] T. Niendorf, D. Canadinc, H.J. Maier, I. Karaman, Scripta Mater., **60** (5), 344 (2009). DOI: 10.1016/ j.scriptamat.2008.10.033
[3] Q. Pan, L. Lu, Nat. Mater. (2025). DOI: 10.1038/s41563-025-02308-5
[4] R. Kapoor, in *Materials under extreme conditions. Recent trends and future prospects*, ed. by A.K. Tyagi, S. Banerjee (Elsevier, Amsterdam, 2017), p. 717. DOI: 10.1016/ B978-0-12-801300-7.00020-6
[5] V.V. Stolyarov, I.V. Alexandrov, Yu.R. Kolobov, M. Zhu, Y. Zhu, T. Lowe, in *Proc. of the 7th Int. fatigue Conf. (Fatigue'99)*, ed. by X.R. Wu, Z.G. Wang (Higher Education Press, Beijing, 1999), vol. 3, p. 1345.
[6] H. Mughrabi, H.W. Höppel, Int. J. Fatigue, **32** (9), 1413 (2010). DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2009.10.007
[7] L. Campanelli, J. Mater. Res., **36**, 151 (2021). DOI: 10.1557/s43578-020-00087-0
[8] М.В. Нарыкова, В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, Ю.Р. Колобов, ФТТ, **66** (12), 2317 (2024). DOI: 10.61011/FTT.2024.12.59613.300 [M.V. Narykova, V.I. Betekhtin, A.G. Kadomtsev, Yu.R. Kolobov, Phys. Solid State, **66** (12), 2216 (2024). DOI: 10.61011/PSS.2024.12.60219.300].
[9] М.В. Нарыкова, С.С. Манохин, В.И. Бетехтин, Ю.Р. Колобов, А.Г. Кадомцев, О.В. Амосова, ФТТ, **67** (5), 781 (2025). DOI: 10.61011/FTT.2025.05.60738.130-25 [M.V. Narykova, S.S. Manohin, V.I. Betekhtin, Yu.R. Kolobov, A.G. Kadomtsev, O.V. Amosova, Phys. Solid State, **67** (5), 747 (2025). DOI: 10.61011/PSS.2025.05.61483.130-25].
[10] С.П. Никаноров, Б.К. Кардашев, *Упругость и дислокационная неупругость кристаллов* (Наука, М., 1985).
[11] Б.К. Кардашев, О.А. Плаксин, В.А. Степанов, В.М. Чернов, ФТТ, **46** (8), 1409 (2004). [B.K. Kardashev, O.A. Plaksin, V.A. Stepanov, V.M. Chernov, Phys. Solid State, **46** (8), 1449 (2004). DOI: 10.1134/1.1788777].
[12] G. Gremaud, Mater. Sci. Forum., **366-368**, 178 (2001). DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.366-368.178