

ротрещин (рис. 1а). По мере развития этих дефектов происходит постепенное разрушение поверхностного слоя. В результате отдельные участки поверхностного слоя отделяются, и в процесс изнашивания включаются новые, нижележащие слои. Таким образом, поворотные моды деформации могут играть очень важную роль в процессах изнашивания, соответствующих тяжелым условиям нагружения, близким к условиям схватывания контактирующих тел или непосредственно соответствующих этим условиям.

### ВЫВОДЫ

1. Мелкодисперсная феррито-цементитная структура является удобным инструментом для визуального изучения процессов локализованного пластического течения в металлических материалах.

2. Наиболее вероятной причиной образования строчечных выделений глобулярного перлита в исследованной углеродистой стали является локализация пластического течения по ряду близко расположенных плоскостей и преимущественное выделение карбидов на этих плоскостях, отличающихся повышенным содержанием дефектов кристаллической решетки дислокационного происхождения.

3. Образование вихреподобной феррито-цементитной структуры является результатом самоорганизации процессов пластического течения, происходящих в условиях высокоинтенсивного сухого трения скольжения. Анализ наблюдаемых структурных преобразова-

ний позволяет считать процесс образования вихреподобных построений характерным для аномальных условий нагружения, связанных с высокими скоростями, степенями и температурой деформирования.

4. На границе сопряжения вихреобразных и строчечных выделений цемента происходит нарушение сплошности материала. Результатом последовательного объединения пор и микротрещин является разрушение поверхностного слоя металлического материала.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов. Т. 1 / В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин, П.В. Макаров и др. Новосибирск: Наука, 1995. 298 с.
2. Атрошенко С.А., Васильков В.Б., Гладышев С.А., Мецераков Ю.И., Чернышенко А.И. Исследование микромеханизмов откольного разрушения вязких высокопрочных сталей с разными режимами термообработки / Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Томск: Изд-во ТГУ, 1990. С. 225-233.
3. Атрошенко С.А., Баличева Т.В., Диваков А.К., Мецераков Ю.И. Возбуждение ротационных механизмов разрушения во встречных волнах разгрузки // Письма в ЖТФ. 1989. Т. 15. № 22. С. 8-11.
4. Гордолов Ю.А., Дремин А.И., Михайлов А.И. Теория волн на границе раздела металлов, сваренных взрывом // ФГВ. 1978. Т. 14. № 4. С. 77-78.
5. Лизунов В.И. Композиционные стали. М.: Металлургия, 1978. 151 с.
6. Лаврентьев М.А., Шабат Б.В. Проблемы гидродинамики и их математические модели. М.: Наука, 1977. 408 с.

БЛАГОДАРНОСТИ: Работа выполнена при финансовой поддержке Минобразования Российской Федерации.

УДК 539.3

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ РУБИНА ПРИ НИЗКОЧАСТОТНОМ ВИБРАЦИОННОМ НАГРУЖЕНИИ

© М.Е. Босин\*, И.Ф. Звягинцева\*, В.Н. Звягинцев\*\*, Ф.Ф. Лаврентьев\*\*, В.Н. Никифорова

*Украина, Харьков, Политехнический университет*

*\*Институт монокристаллов НАН Украины*

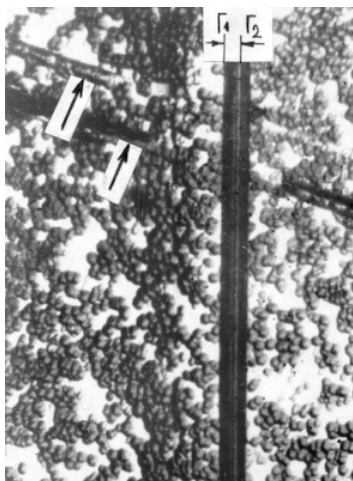
*\*\*Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины*

Bosin M.E., Zviagintseva I.F., Zviagintsev V.N., Lavrentev F.F., Nikiforenko V.N. Evolution of the structural state in ruby monocrystals at the low-frequency vibration load. The change of structural state in ruby monocrystals under mechanical vibration loading with frequency  $10 \div 40$  Hz and amplitude  $A = 1,5 \cdot 10^3 \mu$  have been investigated. Our study revealed that the vibration lead to the formation of twins, to increase of the prismatic dislocation density and to the generation of the cracks along the prismatic planes  $\{01\bar{1}0\}$ . The velocity of the twin boundaries was determined ( $V = 2 \cdot 10^2 \mu/s$ ) and both local internal shear stress and normal fracture stress were estimated.

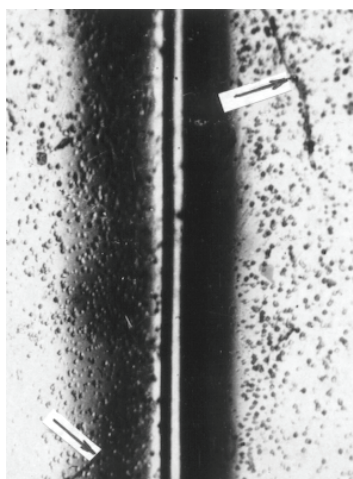
Известно [1], что монокристаллы корунда, легированные окислами некоторых металлов, являются наиболее перспективным материалом для производства активных элементов твердотельных лазеров. Физико-механические свойства рубина являются структурно- и ориентационно-чувствительными [2]. В реальных условиях эксплуатации лазеры подвергаются различным внешним энергетическим воздействиям, в том числе и вибрациям. В настоящей работе приводятся результаты воздействия вибрационного нагружения на структурное состояние монокристаллов рубина.

### ОБЪЕКТ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Изучались монокристаллы рубина, выращенные методом Вернейля [3] из мелкодисперсного порошка ( $Al_2O_3 + 3\% CrO_3$ ). Образцы вырезались в виде прямоугольных стержней с размерами  $90 \times 10 \times 4$  мм<sup>3</sup>, которые огранивались плоскостями базиса –  $\{0001\}$ , призмы  $\{10\bar{1}0\}$  и  $\{11\bar{2}0\}$  с продольной осью  $[11\bar{2}0]$ . Однако часть образцов не содержала макродефектов (двойников, границ блоков и полос скольжения), а другая часть имела отмеченные дефекты, которые



**Рис. 1.** Картина травления плоскости (0001) образца после вибрации;  $\Gamma_1$  и  $\Gamma_2$  – границы исходного двойника. Стрелками отмечены образовавшиеся двойники ( $\times 120$ )



**Рис. 2.** Картина травления плоскости (0001) образца после вибрации; стрелками отмечены трещины. Темная широкая полоса, расположенная параллельно двойнику, – область аккомодации ( $\times 120$ )

образовались при препарировании образцов. Структурное состояние изучалось методом избирательного химического травления плоскостей: (0001),  $(11\bar{2}0)$  и  $(10\bar{1}0)$ , описанном в [3]. Нагружение проводилось на электродинамическом вибрационном стенде 4ВЭ 10/5000. Для этого образцы жестко крепились к вибростенду. Амплитуда колебаний при частоте  $\nu = 10 \div 40$  Гц и  $T = 300$  К составляла  $A = 1,5 \cdot 10^3$  мкм. Ориентация образцов и их расположение на вибростенде выбирались таким образом, чтобы сдвиговые напряжения, возникающие при действии вибрационных волн, были максимальными в плоскостях двойникования  $\{1011\}$ , а в системе призматического скольжения  $(10\bar{1}0)$   $[\bar{1}2\bar{1}0]$  действовали существенные сдвиговые напряжения. При этом в базисной системе скольжения сдвиговые напряжения практически отсутствовали.

#### РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исходная (ростовая) плотность дислокаций в образцах составляла:  $\rho_D = 10^5 \text{ см}^{-2}$  – призматических и

$\rho_6 = 10^6 \text{ см}^{-2}$  – базисных дислокаций. После вибрации в течение 5 часов в образцах образуются новые двойниковые прослойки и расширяются имеющиеся. При этом наблюдается образование трещин и увеличение на порядок плотности призматических дислокаций. На рис. 1 приведена картина травления образца на плоскости (0001) после вибрационного нагружения. Границы исходного двойника вдоль  $[11\bar{2}0]$  отмечены  $\Gamma_1$  и  $\Gamma_2$  соответственно. По контрастному следу в двойнике видно, что двойник от исходной толщины  $B_k = 10$  мкм расширялся до толщины  $B_0 = 20$  мкм. Стрелками отмечены два новых двойника, расположенных под углом  $120^\circ$  к исходному. Новые двойники образовались во время вибрации. При этом плотность призматических дислокаций увеличилась до  $\rho_{\Pi} = 10^6 \text{ см}^{-2}$  вблизи границ двойника. При увеличении частоты вибрации  $\nu \geq 10$  Гц амплитуда вибраций  $A$  изменяется в соответствии с соотношением [4]:

$$A = \frac{250 \text{ г}}{\nu^2}, \text{ где } g = 9,8 \text{ м/с}^2 \text{ – ускорение свободного падения тел.}$$

Образование двойников и их развитие связывается с локальной концентрацией напряжений в местах скопления призматических дислокаций. Оценим величину этих сдвиговых напряжений  $\tau_{\Pi}$ , воспользовавшись выражением:  $\tau_{\Pi} = \alpha G b \sqrt{\rho_{\Pi}} \approx 50 \text{ МПа}$ , где  $\alpha \approx 1$  – коэффициент междислокационного взаимодействия [5];  $G = 10^6 \text{ МПа}$  – модуль сдвига [3];

$b \approx 5 \text{ \AA}$  – вектор Бюргерса призматических дислокаций. Полученное значение  $\tau_{\Pi}$  неплохо согласуется с оцененным в работе [6]. По известным значениям приращения толщины двойников  $\Delta d = 20$  мкм при вибрации за время  $T = \frac{1}{\nu} = 10^{-1} \text{ с}$  определим ско-

рость движения двойниковых границ в имеющихся и образовавшихся двойниках  $V = \Delta d / T = 2 \cdot 10^2 \text{ мкм/с}$ . Как отмечалось выше, наряду с двойникованием при вибрации образуются трещины. Так, на рис. 2 приведена картина травления плоскости (0001) образца после вибрации, стрелками отмечены две трещины, образовавшиеся вблизи двойника. Следует обратить внимание на широкую темную контрастную полосу параллельно двойниковой прослойке – это область аккомодации, которая образовалась в результате локального базисного скольжения, вызванного напряжениями из-за скопления двойникоующих дислокаций на границах в процессе образования и развития двойника. Зарождение трещин связывается с плоским скоплением краевых дислокаций в плоскостях призматического скольжения  $(10\bar{1}0)$  перед препятствиями в виде границ двойников или границ блоков. Эти скопления, в линейном приближении по Стро, согласно В.Н. Рожанскому [6], образуют зародышевую трещину в виде устойчивой полосы с размером в плоскости спайности  $C = n^2 b$ . При действии сдвигового напряжения  $\tau_{\Pi} = 50 \text{ МПа}$  на начальном периоде вибрационного нагружения максимальные нормальные напряжения развиваются у концов зародышевой трещины и равны [6]:  $\sigma_{\max} = \tau_{\Pi} (2n + 3) = 2 \cdot 10^4 \text{ МПа}$ , где  $n$  – число дислокаций в скоплении в окрестности двойника. Следует отметить, что плоскость призма-

тического скольжения ( $10\bar{1}0$ ) является плоскостью спайности [3]. Это, естественно, облегчает раскрытие трещины и ее распространение. Наблюдаемая на рис. 2 ступенчатая траектория трещины, очевидно, обусловлена распространением трещины посредством ее перехода из одной плоскости призмы в другую.

Настоящим исследованием показано, что низкочастотные вибрационные механические колебания изменяют структурное состояние монокристаллов рубина, вызывают образование и развитие двойников, увеличение плотности призматических дислокаций и зарождение трещин. В работе измерена скорость движения двойниковых границ и оценены локальные внутренние сдвиговые напряжения. Обнаружено образование областей аккомодации.

УДК 539.3

## ИЗМЕНЕНИЕ ЭФФЕКТОВ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ TiNi ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА

© С.П. Беляев, А.Е. Волков, И.В. Иночкина

Россия, С.-Петербург, НИИ математики и механики Государственного университета

Belyaev S.P., Volkov A.E., Inochkina I.V. The change of shape memory effect in TiNi after plastic straining and annealing. A study of tensile plastic deformation and annealing influence on shape memory characteristics of TiNi specimens tested in torsion shows that the strain accumulated in cooling under a constant torque varies non-monotonously: grows for small preliminary strains under 2 % and then significantly decreases. All characteristic temperatures of the thermo-mechanical hysteresis slightly decrease. The initial parameters can be partially reversed by an annealing, mostly efficient at 823 K.

Известно довольно много экспериментальных данных о влиянии предварительной термомеханической обработки на свойства сплавов, проявляющих эффект памяти формы, к числу которых относится и никелид титана [1–6]. Варьируя температуру и способ задания предварительной деформации, можно добиться как улучшения эффекта памяти формы, так и полного его подавления [1–3]. Пластическая деформация всегда имеет место при изготовлении рабочих элементов из сплавов на основе никелида титана и при аварийных режимах их работы, поэтому изучение, в первую очередь, ее влияния на свойства материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ) представляется особенно актуальным. Анализ известных авторам данных не позволяет дать однозначного ответа на вопрос о том, как меняются свойства сплавов при пластической деформации, поскольку их изучают при различных условиях эксперимента: способах задания предварительной деформации, температуре деформирования, предварительной обработке и т. д. Кроме того, в силу разных причин, исследователи не всегда имеют возможность отделять пластическую деформацию от общей предварительной. Так, в работе [3] показана немонотонная зависимость величины эффекта памяти формы (SME values) от предварительной пластической деформации  $\epsilon_0$ , заданной растяжением в мартенситной фазе материала. Кривые имеют максимум при  $\epsilon_0 = 7\%$ . Влияние предварительной пластической деформации на харак-

## ЛИТЕРАТУРА

1. Белоногова Е.К., Исаенко Ю.Ж., Шевкунов С.В. Корунд с титаном – высокоэффективный материал для перенастраиваемых лазеров. Обзоры по электронной технике. Серия II. Лазерная техника и оптико-электроника. 1988. Вып. 1 (1344). С. 21.
2. Козловская Е.П. Пластическая деформация кристаллов рубина и лейкосапфира при высоких температурах: Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук. М.: Институт кристаллографии, 1971. С. 25.
3. Класен-Неклюдова М.В. Рубин, сапфир. М.: Наука, 1974.
4. Вайнберг Д.В., Писаренко Г.С. Механические колебания и их роль в технике. М.: Наука, 1965. С. 276.
5. Lavrentev F.F. Work hardening in crystals with forest dislocations // Mat. Sci and Tech. 1980. V. 18. P. 107-127.
6. Розанский В.Н. О механизме развития зародышевых трещин в кристаллах при их пластической деформации // ДАН СССР. 1958. Т. 123. № 4. С. 648-651.

теристические температуры носит также немонотонный характер [2]: минимум приходится на 6 % деформации. Если материал предварительно продеформирован прокаткой, эти зависимости носят еще более сложный характер [1].

В предыдущих исследованиях авторы настоящей работы изучали изменение температур превращения и величины накапливаемой деформации (пластичности превращения) в условиях кручения при охлаждении после растяжения в аустенитном состоянии [4]. Обнаруженный немонотонный характер зависимостей свидетельствует о сложности и многофакторности влияния пластической деформации на свойства сплавов с эффектом памяти формы, выяснение которых требует дополнительного исследования.

Целью данной работы являлось изучение влияния предварительной пластической деформации на изменение характеристических температур превращения, способность деформированного материала к накоплению деформации при прямом превращении, а также влияние температуры отжига на восстановление свойств деформированных сплавов. Исследования проводили на цилиндрических образцах из сплава ТН-1 с диаметром и длиной рабочей части 4 и 30 мм соответственно. Предварительно они были отожжены в течение 15 минут при 1073 К, охлаждены на воздухе, затем в течение 2 часов выдержаны при 773 К, после чего охлаждены с печью. Образцы изготовлены из одного