

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 539.422.23

### ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ ПРИ ОПТИКОПЛАСТИЧЕСКОМ ЭФФЕКТЕ В МЕДИ

© 2023 г. Т. В. Малинский<sup>а</sup>, В. Е. Роголин<sup>а, \*</sup>, В. Я. Шур<sup>б</sup>, Д. К. Кузнецов<sup>б</sup>

<sup>а</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт электрофизики и электроэнергетики РАН,  
Дворцовая набережная, 18, Санкт-Петербург, 191186 Россия

<sup>б</sup>Институт естественных наук и математики, Уральский федеральный университет,  
ул. Куйбышева, 48а, Екатеринбург, 620000 Россия

\*e-mail: v-rogalin@mail.ru

Поступила в редакцию 21.06.2022 г.

После доработки 27.04.2023 г.

Принята к публикации 12.06.2023 г.

Показано, что при ранее обнаруженном авторами новом оптикопластическом эффекте, наблюдаемом при воздействии на медь наносекундным УФ-лазерным импульсным излучением допороговой интенсивности, микропоры в приповерхностном слое металла не образуются. Это доказывает, что распухание металла при лазерном воздействии умеренной (допороговой) интенсивности происходит за счет междоузельных атомов, мигрирующих на поверхность, а не за счет плавления с образованием пузырьков. При резком охлаждении (за ~20 мкс) междоузельные атомы мигрируют на поверхность по механизму Шоттки, благодаря аномальному массопереносу, а менее подвижные вакансии не успевают за время процесса коагулировать с образованием микропор.

*Ключевые слова:* оптикопластический эффект, оптическая стойкость, полированная поверхность, распухание металла, пластическая деформация, точечные дефекты, механизм Шоттки, сканирующая электронная микроскопия

**DOI:** 10.31857/S0015323022600721, **EDN:** DQOGAJ

#### ВВЕДЕНИЕ

Эффективность лазерных технологий существенным образом зависит от длины волны излучения [1]. Коэффициент поглощения большей части материалов увеличивается при уменьшении длины волны. Так, например, в ИК-диапазоне медь отражает до 98% излучения, а в УФ-диапазоне (длина волны  $\lambda = 355$  нм) – 10% [2]. Поэтому, несмотря на существенно меньший КПД УФ-лазеров по сравнению с широко используемыми CO<sub>2</sub>-лазерами ( $\lambda = 10.6$  мкм), для отдельных видов работ часто применяются УФ-лазеры [3, 4].

В работах [5, 6] был проведен предварительный анализ публикаций об обнаружении следов высокотемпературной пластической деформации в меди и ее сплавах после воздействия излучением наносекундного импульсного ультрафиолетового (УФ) лазера [2, 7–10]. Эти результаты интересны тем, что получены при плотности энергии (от 0.1 до 1.0 Дж/см<sup>2</sup>), что ниже порога плавления металла, составляющего, в данном случае ~1.0 Дж/см<sup>2</sup>. Показано, что полученные результаты имеют значительное сходство с явлением радиационного распухания металлов [11, 12], а так-

же с известными акустопластическим [13], электропластическим [14, 15] и магнитопластическим [16, 17] эффектами. К ним примыкает также и обратный, фотопластический эффект [18]: при освещении прозрачного полупроводника светом в нем возникают неравновесные электрические заряды, приводящие к снижению скорости дрейфа дислокаций и уплотнению кристаллов. Однако в наших результатах присутствуют и заметные отличия, что позволило назвать обнаруженный эффект оптикопластическим.

В то же время известно, что воздействие фемтосекундным лазером приводит к распуханию поверхности металла за счет появления микропор в приповерхностном слое [19]. В этом случае поверхность облучаемого металла расплавлялась, а пузырьки пара “замерзли” из-за чрезвычайно быстрого затвердевания расплава. В работе [20] было выполнено моделирование методом молекулярной динамики структурных изменений поверхностного слоя металла при кратковременном высокоэнергетическом внешнем воздействии, и показано, что при лазерной абляции металлов этот процесс происходит с образованием пор.

В данной работе экспериментально показано, что при воздействии излучения наносекундного УФ лазера [5–9] на поверхность металла (в режиме оптикопластического эффекта; при плотности энергии 0.1–1.0 Дж/см<sup>2</sup>) не обнаружены микропоры (по крайней мере, размером более 30 нм).

### ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ

Исследованы образцы бескислородной меди [21] с начальной шероховатостью области лазерного пятна около 20 нм. Они были отполированы с использованием стандартных оптических технологий [22]. Рельеф поверхности образцов до и после воздействия исследовали с помощью оптического профилометра Zygo NewView 7300.

Далее исследование поверхностного слоя облученных образцов проводили с помощью системы Auriga Crossbeam (Carl Zeiss, Германия) с электронным пучком и сфокусированным ионным пучком. Система оснащена ионной колонкой на основе жидкого галлия. Детектор Intralens и детектор Everhart-Thornley использовали для получения изображения поверхности образца в режиме вторичных электронов. Пакет программ SmartSEM (Carl Zeiss, Германия), предназначенный для управления системой Auriga Crossbeam, использовали для получения электронно-микроскопических изображений поверхности и управления ионным пучком при травлении образца, а также для записи и экспорта данных для последующей обработки и анализа в других программных пакетах.

С помощью импульсно-периодического Nd:YAG-лазера Optolette HR 2731 (OPOTEC Inc., США), излучающего на третьей гармонике ( $\lambda = 355$  нм, энергия в импульсе до 8 мДж, длительность 10 нс и частота следования 10 Гц), было проведено облучение поверхности образцов пакетом из 30 импульсов УФ-лазера при плотности энергии 0.82 Дж/см<sup>2</sup>.

Лазерный луч фокусировали на поверхность образца в пятно диаметром 100–200 мкм линзой из кварцевого стекла с фокусным расстоянием 250 мм. Энергию излучения регистрировали измерителем Nova II (Ophir Optronics Solutions Ltd., Израиль) с пирозлектрическим датчиком. Электромеханический затвор контролировал число импульсов, попадающих на образец. Для усреднения показаний Nova II делили на число импульсов.

Лазерное воздействие проводили при температуре около 20°C. При используемом лазерном режиме сохранялось конденсированное состояние облучаемого металла без заметного плавления и испарения. Температура объема образца практически не изменялась, так как средняя мощность лазера была менее 1 Вт.

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

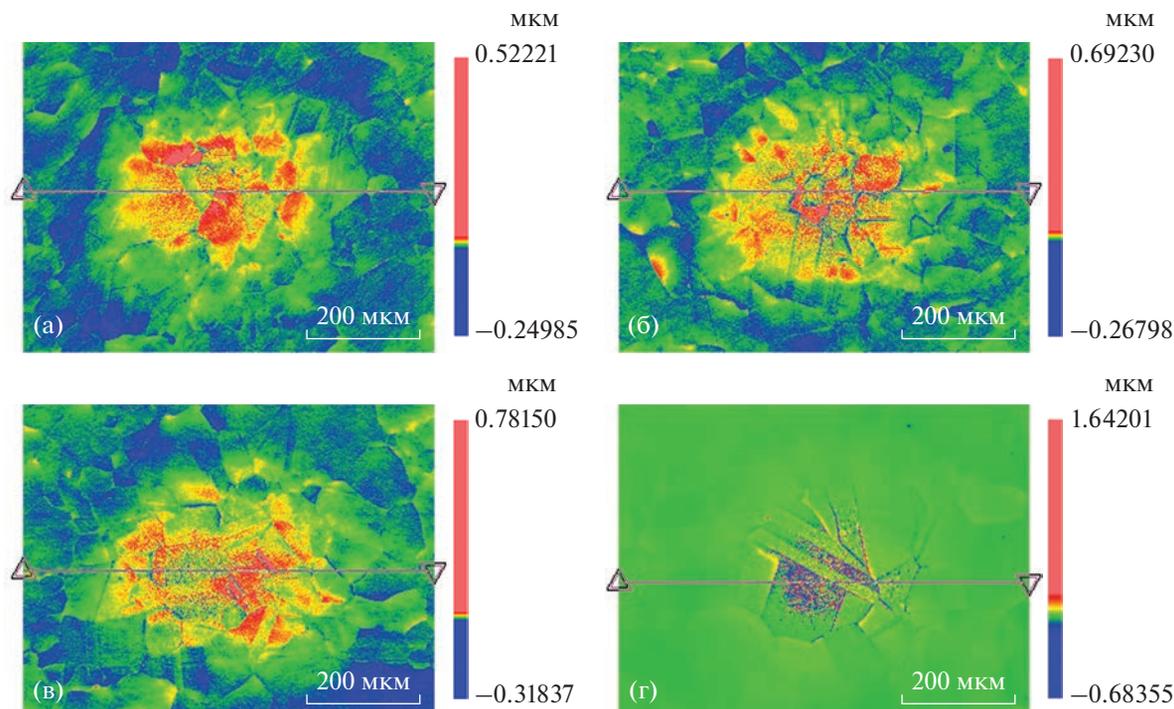
На рис. 1 представлены 3D-профилограммы образцов Cu, облученных различным числом лазерных импульсов с плотностью энергии 0.82 Дж/см<sup>2</sup>. Линиями показано сечение, по которому были получены 2D-профили, приведенные на рис. 2.

Хорошо видно, что повреждение приповерхностного слоя увеличивалось с ростом числа воздействующих импульсов. Шероховатость изначально полированной поверхности в зоне действия лазерного излучения резко возросла. Появилось значительное число пиковых образований. Ориентировочный перепад высот в поле зрения профилометра составил 0.75 мкм после одного и трех лазерных импульсов, 1.1 мкм после пяти импульсов и 2.3 мкм после 30 импульсов. Эти оценки весьма приблизительны ввиду недостаточности пространственного разрешения острых пиков с помощью оптического профилометра.

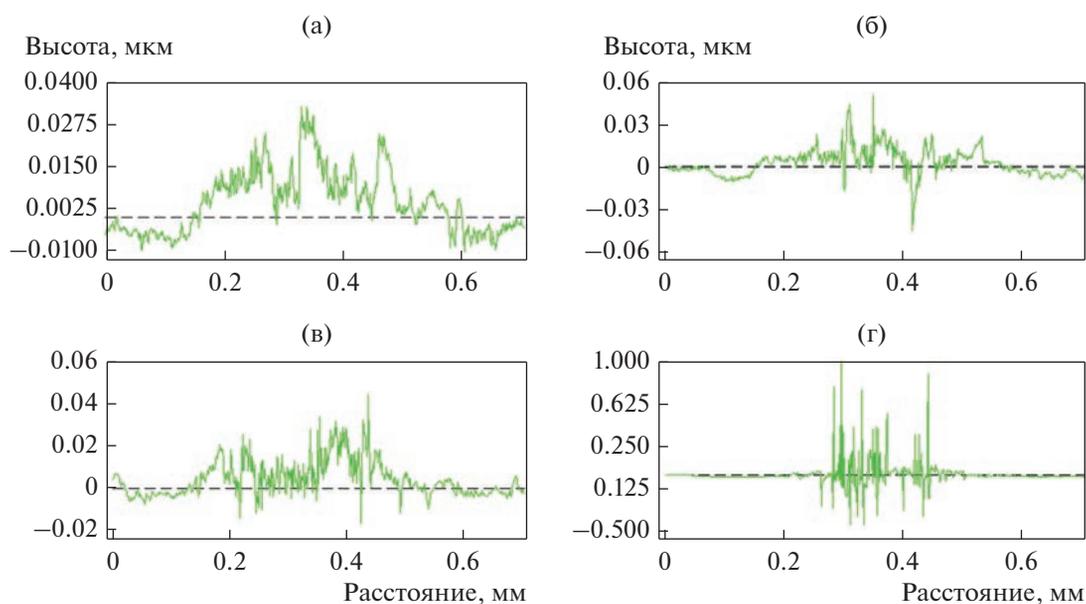
На рис. 3 детально показаны результаты исследования образца, облученного 30 лазерными импульсами с плотностью энергии 0.82 Дж/см<sup>2</sup>. На рис. 3а представлена микрофотография поверхности в зоне воздействия, полученная с помощью оптического профилометра. Хорошо визуализировались двойниковые образования в образце меди.

На рис. 3б показана микрофотография участка поверхности этого же образца меди, полученная с помощью сканирующего электронного микроскопа. В зоне воздействия протравливали поверхность в центральной части облученной зоны сфокусированным ионным пучком. Для травления использовали ток ионного пучка 1 нА при ускоряющем напряжении 30 кВ. Поверхность визуализировали с помощью электронного пучка с ускоряющим напряжением 5 кВ. Использование ускоряющего напряжения в этом диапазоне позволило получить максимальное отношение сигнал/шум и уменьшить повреждение образца электронным пучком. Ток электронного зонда и апертуру объектива устанавливали в соответствии с выбранным увеличением. Полученные изображения поверхности образцов имеют разрешение не менее 1024 × 768 пикселей. На поверхности также хорошо видны следы кристаллографического скольжения внутри зерен. Наглядно виден вырез в металле шириной ~10 мкм, специально созданный с помощью сфокусированного ионного пучка. На поверхности выреза в подповерхностном объеме обработанного лазером участка образца меди хорошо видно, что микропоры в металле не наблюдаются (по крайней мере, в пределах разрешения использованного электронного микроскопа).

На рис. 3в и 3г показаны 3D и 2D-профилограммы участка этого пятна, полученные при увеличении объектива 200 крат. Отчетливо видны следы кристаллографического скольжения внутри зерен меди. Их геометрия указывает на то, что



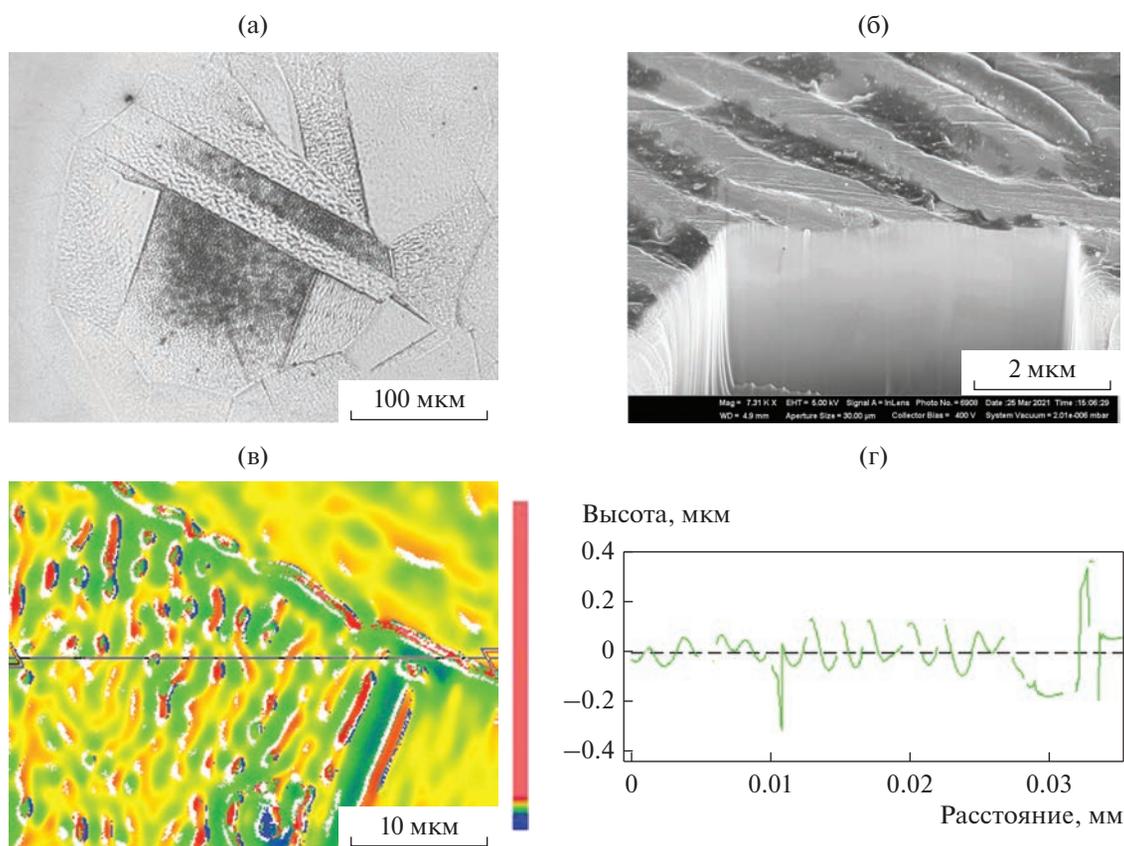
**Рис. 1.** 3D-профилограммы образцов меди, облученных различным числом лазерных импульсов с плотностью энергии  $0.82 \text{ Дж/см}^2$ : а – 1 импульс, б – 3, в – 5, г – 30.



**Рис. 2.** 2D-профиль лазерного пятна на образцах меди в области сечения, показанного на рис. 1; количество воздействовавших импульсов а – один; б – три; в – пять; г – 30.

они находятся в плоскостях преимущественного движения дислокаций  $\{111\}$ . Хорошо видно, что распространение полос скольжения тормозится границами зерен. Типичное расстояние между полосами скольжения  $\sim 2 \text{ мкм}$ . Высота полос со-

ставляет около  $0.01 \text{ мкм}$ . Однако в разных зернах ширина полос и их плотность заметно различались. При воздействии серией лазерных импульсов поверхность острых краев образовавшихся полос скольжения слегка оплавилась.



**Рис. 3.** Поверхность образца бескислородной меди после воздействия 30 лазерными импульсами. 3D- и 2D-профилограммы данного образца показаны на рис. 1г и 2г; (а) общая микрофотография лазерного пятна; (б) РЭМ изображение в области разреза; (в) 3D- и (г) 2D-профилограммы.

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Как показано в [2, 5–10], оптический пробой меди и ее сплавов с образованием кратера на поверхности образца наблюдался при плотности энергии свыше 1 Дж/см<sup>2</sup>. Мы исследовали процессы, протекавшие при допороговой плотности энергии ( $E = 0.82$  Дж/см<sup>2</sup>). Оценки, проведенные в [2], показывают, что температура приповерхностного слоя металла при таком режиме воздействия достигала значения, близкого к температуре плавления. При этом объем образца оставался при температуре, близкой к комнатной, и весь образец находился в конденсированном состоянии. Таким образом, описанная интенсивная термобработка импульсным лазерным излучением приводила к заметным изменениям в структуре приповерхностных слоев образца.

Полученные результаты однозначно свидетельствуют о том, что воздействие наносекундными импульсами УФ-лазера с допороговой интенсивностью на полированную поверхность бескислородной меди приводит к высокотемпературной пластической деформации в зоне облучения. Отчетливо наблюдается классическое кристал-

лографическое скольжение по плоскостям {111} внутри зерен и проскальзывание по их границам. На поверхности исходных полированных образцов в зоне, подвергнутой воздействию, границ зерен и блоков не наблюдали. Эти дефекты проявились только в результате лазерного воздействия.

Мы не можем гарантировать, что наблюдаемые двойники (рис. 3а) однозначно появились благодаря лазерному воздействию.

Время остывания поверхностного слоя меди после импульсного облучения с использованными параметрами оценивалось в работах [2, 5–10]. Показано, что полное охлаждение происходит за 20 нс, что значительно меньше, чем интервал между импульсами 100 мс. Таким образом, каждый импульс серии воздействовал на поверхность образца при начальной температуре около 20°C.

Известно, что металлы поглощают свет за счет передачи энергии фотонов электронной составляющей скин-слоя ~15 нм [23]. Такая большая импульсная нагрузка значительно перегревает электронную подсистему. Этот процесс происходит за времена порядка 2 пс. За это время электроны передают избыточную энергию фононной подсистеме. Следовательно, нагрев приповерх-

ностного слоя металла происходит за время действия лазерного импульса – 10 нс, а полное его остывание происходит за ~20 нс. Таким образом, за время около 30 нс происходит полный цикл нагрева и остывания облучаемого участка поверхности образца. За это время при нагреве и быстром охлаждении на ~1000°C размер пятна расширился и, соответственно, уменьшился на ~0.5 мкм.

Столь заметное высокоградиентное термомеханическое воздействие привело к резкому увеличению концентрации точечных дефектов, возникающих при выбивании потоком электронов определенной части ионов металла в междоузлие, которые не успевают вернуться обратно из-за быстрого охлаждения. Таким образом, возникает так называемая пара Френкеля (вакансия + междоузельный атом). В радиационной физике хорошо известно подобное явление, называемое “радиационным распуханием металлов” (см., напр., [11, 12]). Мы полагаем, что локальное распухание поверхности металла после облучения лазерными импульсами может носить аналогичный характер, тем более что точечные дефекты, как известно, оказывают большое влияние на процессы структурообразования меди [24–27]. Однако существуют и заметные различия между радиационным распуханием и локальным распуханием поверхности металла при воздействии лазера.

В радиационной физике металлы обычно подвергаются достаточно длительному облучению непрерывными потоками высокоэнергетических частиц. При этом междоузельные атомы, являясь наиболее подвижными дефектами, поглощаются дислокациями, границами зерен и т.д., и выходят на поверхность (механизм Шоттки), а вакансии коагулируют за счет диффузионного взаимодействия с образованием микропор. В нашем случае микропоры (по крайней мере, размером более 30 нм), как видно на рис. 3б, не успевают образоваться, так как длительность процесса оказалась недостаточной для коагуляции вакансий, которые в основном закрепились в металле вблизи места зарождения. В то же время длительность процесса оказалась достаточна для возникновения локального распухания поверхности металла в зоне воздействия. Объем этой области, измеренный нами с помощью профилометра, по порядку величины соответствует количеству междоузельных атомов, возникших в результате высокотемпературных процессов в приповерхностном слое образца. Эти междоузельные атомы, видимо, продиффундировали на поверхность благодаря механизму аномального массопереноса, зарегистрированному при импульсных воздействиях на металлы [28, 29]. При аномальном массопереносе коэффициент диффузии может возрастать на 6–10 порядков и превышать величину коэффициента диффузии в жидкой фазе. На рис. 1 отчетливо видно, что с увеличением числа воздействующих импульсов высота рас-

пухшего образования растет, т.е. наблюдается эффект накопления.

При этом выявлено различие между локальным распуханием поверхности, полученным нами, и в работе [19], в которой эффект распухания поверхности металла был получен в результате использования мощного фемтосекундного излучения. В работе [19] появление распухания объясняется образованием микропор в приповерхностном слое за счет плавления приповерхностного слоя металла и “замерзания” пузырьков пара при чрезвычайно быстром затвердевании расплава.

Можно отметить, что наблюдаемый нами оптикопластический эффект в меди во многом схож с эффектами, наблюдавшимися при высокоскоростной деформации [30, 31].

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Представленные выше результаты, а также данные работ [2, 5–10], подтверждают, что при воздействии на медь наносекундным УФ-лазерным импульсным излучением допороговой интенсивности выявлен новый оптикопластический эффект. Он представляет собой распухание поверхности металла в результате лазерного воздействия, аналогичное радиационному распуханию, и последующую высокотемпературную пластическую деформацию путем скольжения по границам зерен и кристаллографического проскальзывания в них. Оптикопластический эффект органически входит в группу процессов пластической деформации, проявляющихся в металле под действием различных импульсных полей, таких как акустопластический [13], электропластический [14, 15] и магнитопластический [16, 17] эффекты.

Одной из основных причин возникновения оптикопластического эффекта является процесс резкого роста концентрации точечных дефектов в нагретом приповерхностном слое. Избыточная концентрация междоузельных атомов релаксирует путем выхода их на поверхность по механизму Шоттки, благодаря явлению аномального массопереноса, а менее подвижные вакансии не успевают за время процесса коагулировать с образованием заметных микропор (размером более 30 нм).

Авторы признательны Ю.В. Хомичу и В.Ю. Железнову за помощь в работе с профилометром и члену-корреспонденту РАН В.А. Ямщикovu за полезные обсуждения.

Работа выполнена в рамках государственного задания на научную деятельность № 0057-2019-0005 и № 75-03-2022-056. Использовано оборудование Уральского центра коллективного пользования “Современные нанотехнологии” Уральского федерального университета (Пер. № 2968) при финансовой поддержке Министерства науки и выс-

шого образования Российской Федерации (проект № 075-15-2021-677).

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Чумаков А.Н., Лычковский В.В., Никончук И.С., Мацукович А.С. Абляция кремния в воздухе моно- и бихроматическими импульсами лазерного излучения с длинами волн 355 и 532 nm // Журн. технической физики. 2022. Т. 92. № 1. С. 36–44. <https://doi.org/10.21883/JTF.2022.01.51849.202-21>
2. Малинский Т.В., Миколуцкий С.И., Роголин В.Е., Хомич В.Ю., Ямицкий В.А., Каплунов И.А., Иванова А.И. Пластическая деформация меди в результате воздействия мощного ультрафиолетового наносекундного лазерного импульса // Письма в ЖТФ. 2020. Т. 46. № 16. С. 51–54. <https://doi.org/10.21883/PJTF.2020.16.49856.18157>
3. Murzin S.P., Balyakin V.B., Gachot C., Fomchenkov A.S., Blokhin V.M., Kazanskiy N.L. Ultraviolet Nanosecond Laser Treatment to Reduce the Friction Coefficient of Silicon Carbide Ceramics // Appl. Sci. 2021. V. 11. P. 11906. <https://doi.org/10.3390/app112411906>
4. Nek M., Shaikh B., Rashid S., Hafeez S., Mahmood M., Baig M.A. Diagnostics of cadmium plasma produced by laser ablation // Journal of Applied Physics. 2006. V. 100. P. 073102. <https://doi.org/10.1063/1.2357864>
5. Малинский Т.В., Роголин В.Е., Ямицкий В.А. Пластическая деформация меди и ее сплавов при воздействии наносекундным ультрафиолетовым лазерным импульсом // ФММ. 2022. Т. 123. № 2. С. 192–199. <https://doi.org/10.31857/S0015323022020073>
6. Khomich Yu.V., Malinskiy T.V., Rogalin V.E., Yamshchikov V.A., Kaplunov I.A. Modification of the surface of copper and its alloys due to impact to nanosecond ultraviolet laser pulses // Acta Astronautica. 2022. V. 194. P. 434–441. <https://doi.org/10.1016/j.actaastro.2021.11.033>
7. Khomich Yu., Malinskiy T., Rogalin V., I Kaplunov I., Ivanova A. Features of microrelief formation during laser treatment of Cu-Cr-Zr alloy surface for diffusion welding // IOP Conf. Series: Mater. Sci. Eng. 2020. V. 939. P. 012035. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/939/1/012035>
8. Khomich Yu.V., Malinskiy T.V., Mikolutskiy S.I., Rogalin V.E., Yamshchikov V.A., Kaplunov I.A., Ivanova A.I. Powerful ultraviolet laser pulse impact on polished metals and semiconductors // J. Phys.: Conf. Series 2020. V. 1697. P. 012254. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1697/1/012254>
9. Khomich Yu.V., Malinskiy T.V., Mikolutskiy S.I., Rogalin V.E., Kaplunov I.A. Modification of the Cu-Zr bronze surface by exposure to powerful UV laser pulses // J. Phys. Conf. Ser. 2021. V. 1925. P. 012003. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1925/1/012003>
10. Kaplunov I., Malinskiy T., Mikolutskiy S., Rogalin V., Khomich Yu., Zhelezynov V., Ivanova A. Features of Brass Processing with Powerful Ultraviolet Lasers of Nanosecond Duration // Mater. Sci. Forum. 2022. V. 1049. P. 11–17. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.1049.11>
11. Воеводин В.Н., Неклюдов И.М. Эволюция структурно-фазового состояния радиационная стойкость конструкционных материалов. Киев: Наукова думка, 2006. 378 с.
12. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Черняева Т.П. Радиационные дефекты и распухание металлов. Киев: Наукова думка, 1988. 296 с.
13. Тяпунина Н.А., Наими Е.К., Зиненкова Г.М. Действие ультразвука на кристаллы с дефектами. М.: Изд-во МГУ, 1999. 238 с.
14. Троицкий О.А. Электромеханический эффект в металлах // Письма в ЖЭТФ. 1969. Т. 2. № 10. С. 18–22.
15. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. М.: Наука, 1985. 153 с.
16. Soika A.K., Sologub I.O., Shepelevich V.G., Sivtsova P.A. Magnetoplastic effect in metals in strong pulsed magnetic fields // Phys. Solid State. 2015. V. 57. P. 1997–1999. <https://doi.org/10.1134/S1063783415100297>
17. Карась В.И., Соколенко В.И. Неравновесная кинетика электрон-фононной подсистемы кристалла при действии переменных электрических и магнитных полей как основа электро- и магнитопластического эффектов // УФН. 2018. Т. 188. № 11. С. 1156–1177.
18. Осипьян Ю.А., Савченко И.Б. Экспериментальное наблюдение влияния света на пластическую деформацию сульфида кадмия // Письма в ЖЭТФ. 1968. Т. 7. Вып. 4. С. 130–133.
19. Inogatov N.A., Zhakhovsky V.V., Ashitkov S.I., Emirov Yu.N., Faenov A.Ya., Petrov Yu.V., Khokhlov V.A., Ishino M., Demaske B.J., Tanaka M., Hasegawa N., Nishikino M., Tamotsu S., Pikuz T.A., Skobelev I.Y., Ohba T., Kaihori T., Ochi Y., Imazono T., Fukuda Y., Kando M., Kato Y., Kawachi T., Anisimov S.I., Agranat M.B., Oleynik I.I., Fortov V.E. Surface nanodeformations caused by ultrashort laser pulse // Eng. Failure Analysis. 2015. V. 47. P. 328–337. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2013.12.009>
20. Гостевская А.Н., Маркидонов А.В., Громов В.Е., Старастенков Е.Д., Лубяной Д.А. Исследование влияния лазерной абляции на строение ОЦК-кристалла при помощи молекулярно-динамического моделирования. // Изв. Алтайского государственного ун-та. 2022. № 4 (126). С. 18–23. [https://doi.org/10.14258/izvasu\(2022\)4-02](https://doi.org/10.14258/izvasu(2022)4-02)
21. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки. Отечественные и зарубежные марки. Справочник. М.: Машиностроение, 2004. 337 с.
22. Окатов М.А. Справочник технолога-оптика. С-Пб.: Политехника, 2004. 679 с.
23. Соколов А.В. Оптические свойства металлов. М.: Физматлит, 1961. 464 с.
24. Ribárik G., Ungár T. Characterization of the microstructure in random and textured polycrystals and single crystals by diffraction line profile analysis // Mater. Sci. Eng. A. 2010. V. 528. P. 112–121. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.08.059>

25. *Dai Y., Victoria M.* Defect structures in deformed f.c.c. metals // *Acta Mater.* 1997. V. 45. P. 3495–3501. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(97\)00019-0](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00019-0)
26. *Suzuki A., Mishin Y.* Atomistic modeling of point defects and diffusion in copper grain boundaries // *Interface Sci.* 2003. V. 11. № 1. P. 131–148. <https://doi.org/10.1023/A:1021599310093>
27. *Глезер А.М.* О природе сверхвысокой (мегапластической) деформации // *Изв. РАН. Сер. физ.* 2007. Т. 71. № 12. С. 1764–1772.
28. *Лариков Л.Н., Мазанко В.Ф., Фальченко В.М.* Массоперенос в металлах при импульсном нагружении // *ФиХОМ.* 1983. № 6. С. 144–145.
29. *Ровинский Р.Е., Роголин В.Е., Розенберг В.М., Теплицкий М.Д.* Изменение структуры сплава медь-хром, облученного импульсом CO<sub>2</sub>-лазера // *Физ. и хим. обраб. матер.* 1980. № 3. С. 7–11.
30. *Добромыслов А.В., Талуц Н.И., Козлов Е.А., Петровцев А.В., Сапожников А.Т., Юсупов Д.Т.* Деформационное поведение меди в условиях нагружения сферически сходящимися ударными волнами. Высокоинтенсивный режим нагружения // *ФММ.* 2015. Т. 116. № 1. С. 101–113. <https://doi.org/10.7868/S0015323013040025>
31. *Chembarisova R.G., Dong Y., Alexandrov I.V.* Mechanisms of high-speed deformation of polycrystalline copper // *Phys. Solid State.* 2017. V. 59. № 5. P. 920–928. <https://doi.org/10.1134/S1063783417050067>