

УДК 669.3:614.876

ВОЗДЕЙСТВИЕ ИМПУЛЬСНЫХ ПОТОКОВ ИОНОВ ДЕЙТЕРИЯ И ДЕЙТЕРИЕВОЙ ПЛАЗМЫ НА СПЛАВЫ СИСТЕМ МЕДЬ–НИКЕЛЬ И МЕДЬ–НИКЕЛЬ–ГАЛЛИЙ

© 2022 г. В. Н. Пименов^{a, *}, И. В. Боровицкая^{a, **}, В. А. Грибков^a, А. С. Демин^a,
Н. А. Елифанов^{a, b}, С. А. Масляев^a, Е. В. Морозов^a, И. П. Сасиновская^a,
Г. Г. Бондаренко^{b, c}, А. И. Гайдар^c, М. Падух^d

^aИнститут металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, 119334 Россия

^bНациональный исследовательский университет “Высшая школа экономики”, Москва, 101000 Россия

^cНаучно-исследовательский институт перспективных материалов и технологий, Москва, 115054 Россия

^dИнститут физики плазмы и лазерного микросинтеза, Варшава, 01-497 Польша

*e-mail: pimval@mail.ru

**e-mail: symp@imet.ac.ru

Поступила в редакцию 28.06.2021 г.

После доработки 25.07.2021 г.

Принята к публикации 30.07.2021 г.

Проведены эксперименты по облучению в установке Плазменный фокус PF-1000 медных сплавов Cu–4% Ni и Cu–4% Ni–10% Ga (мас. %) мощными импульсными потоками дейтериевой плазмы и ионов дейтерия. Сплавы были облучены в двух режимах: жестком и более мягком. Жесткий режим – совместное воздействие потоков дейтериевой плазмы при $q_{pl} = 10^8–10^9$ Вт/см², $\tau_{pl} = 100$ нс и ионов дейтерия при $q_i = 10^9–10^{10}$ Вт/см², $\tau_i = 50$ нс. Более мягкие режимы: воздействие потоками дейтериевой плазмы при плотности мощности $q_{pl} = 2 \times 10^7$ Вт/см² и длительности импульса $\tau_{pl} = 100$ нс для сплава Cu–4% Ni, а для сплава Cu–4% Ni–10% Ga – при $q_{pl} = 5 \times 10^7–10^8$ Вт/см², $q_i = 10^8–10^9$ Вт/см² и тех же значениях длительности импульса. Характер повреждаемости сплавов Cu–4% Ni и Cu–4% Ni–10% Ga в реализованных режимах облучения примерно одинаков и определяется волнообразным рельефом поверхности, наличием на ней кратеров, микропор, фрагментов каплеобразного вида и отсутствием микротрещин. В отличие от сплава Cu–4% Ni, структура поверхностного слоя сплава Cu–4% Ni–10% Ga после облучения имеет ячеистый или ячеисто-дендритный характер. Параметры образования такой структуры зависят от режима импульсного облучения образцы-мишени и условий последующей направленной кристаллизации расплавленного поверхностного слоя. На формирование указанной структуры заметное влияние оказывает также легирование бинарного медно-никелевого сплава третьим элементом – галлием и, вероятно, дендритная структура сплава в исходном состоянии. Наблюдается пластическая деформация в поверхностном слое каждого из исследованных сплавов после воздействия на него потоками дейтериевой плазмы и ионов дейтерия, которая протекала механизмом скольжения по плоскостям наиболее плотной упаковки {111}, типичным для материалов с ГЦК-решеткой. Отмечено, что исследованные пластичные медные сплавы систем Cu–Ni и Cu–Ni–Ga, как и ранее исследованный сплав Cu–10% Ga, проявляют весьма высокую трещиностойкость к воздействию мощных импульсных радиационно-термических нагрузок, генерируемых в установке Плазменный фокус PF-1000, в сравнении с тугоплавкими металлами: W, Mo, V.

Ключевые слова: импульсные потоки, дейтериевая плазма, ионы дейтерия, плазменный фокус, повреждаемость, кристаллизация, ячеистая структура, пластическая деформация.

DOI: 10.31857/S1028096022010150

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что при обработке материалов мощными импульсными потоками энергии с использованием плазменных установок и высокоэнергетических ускорителей ионных и электронных пучков мож-

но реализовать условия, при которых на образцы-мишени совместно воздействуют радиационная, термическая и ударно-волновая нагрузки [1–4]. Такая комплексная обработка, с одной стороны, может приводить к повреждаемости материала (а иногда и к его разрушению), а с другой – спо-

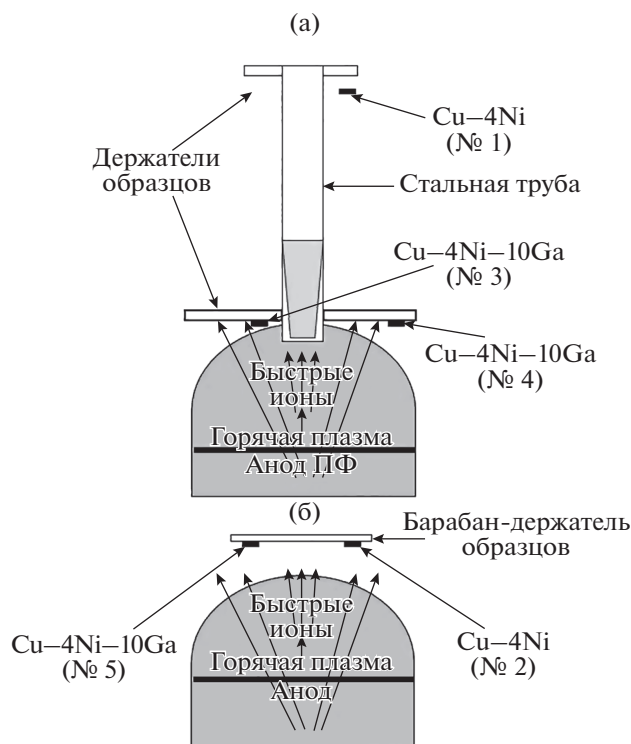


Рис. 1. Схема облучения образцов сплавов Cu-4Ni и Cu-4Ni-10Ga в установке Плазменный фокус PF-1000 с использованием шестигранной трубы (а) и барабана (б) для крепления держателей образцов.

способствует изменению структурно-фазового состояния в облученных поверхностных слоях и созданию модифицированных кристаллических структур с новыми свойствами [5–8].

В этой связи медь и сплавы на ее основе, широко применяемые в различных областях науки и техники, представляют интерес для изучения влияния на них различных видов импульсных излучений с целью улучшения физико-механических и технологических свойств, а также оценки и прогнозирования их стойкости к импульсным радиационно-термическим и ударно-волновым нагрузкам. Вышеуказанные мощные импульсные ударные нагрузки испытывают, в частности, материалы внутренних поверхностей камер (“материалы первой стенки”) в установках термоядерного синтеза с инерциальным удержанием [9]. В связи с этим поведение пластичных медных сплавов в подобных условиях вызывает несомненный интерес.

В литературе заметное внимание уделяется исследованиям зависимости состояния поверхности, дефектной структуры и элементного состава поверхностного слоя медно-никелевых фольг от параметров облучения потоками ионов аргона и бора в сочетании с их имплантацией [10–12]. Повышенный интерес вызывает также вопрос о воздействии на медные и другие сплавы мощных

ионных пучков [5, 13], импульсного лазерного излучения [14, 15] и ударных волн [16–18]. Исследование комплексного — радиационно-термического и ударно-волнового — воздействия на медь и медно-галлиевый сплав выполнено в работе [19] с использованием установки Плазменный фокус PF-1000.

Настоящая работа продолжает исследования, проведенные в работе [19], и посвящена изучению повреждаемости и деформационных эффектов в поверхностных слоях сплавов на основе меди систем Cu-Ni и Cu-Ni-Ga при воздействии на них мощных импульсных потоков дейтериевой плазмы и ионов дейтерия, генерируемых в установке Плазменный фокус PF-1000.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИССЛЕДОВАНИЙ

Схема облучения образцов в установке Плазменный фокус PF-1000 приведена на рис. 1.

В качестве исследуемых материалов использовались сплавы Cu-4% Ni и Cu-4% Ni-10% Ga (здесь и далее — мас. %), которые были выплавлены в вакуумной печи СШВЛ-16 в графитовых тиглях в виде цилиндрических образцов диаметром $\Phi = 9$ мм. Сплавы после выплавки имели дендритную структуру (рис. 2), и представляли собой твердые растворы никеля в меди и совместно никеля с галлием в меди, которые оставались стабильными в широком интервале температур: от комнатной до температуры плавления. Сплавы были нарезаны на образцы в форме таблеток толщиной 2 мм. Эксперименты по облучению проведены в установке Плазменный фокус PF-1000 с энергетическим запасом 600 кДж. Рабочим газом в экспериментах был дейтерий при начальном давлении в камере $P = 470$ Па. Использовались две методики облучения (рис. 1), которые были опробованы в работе [19] и позволяли варьировать режим обработки образцов потоками дейтериевой плазмы и ионов дейтерия с энергией $E_i \geq 100$ кэВ. Сплав Cu-4% Ni был облучен в двух режимах. В случае, когда образец этого сплава был закреплен на заднем торце шестигранной трубы, изготовленной из стали марки 10X12Г20В (рис. 1а), на него воздействовала только дейтериевая плазма, так как стенка трубы экранировала образец от потока быстрых ионов дейтерия. При этом расстояние от образца до анода установки составляло $L = 40$ см. В случае же размещения образцов этого сплава и сплава Cu-4% Ni-10% Ga на стенке барабана-держателя, изготовленного из стали X18H9Т (рис. 1б), на каждый из них действовали совместно оба потока: ионы дейтерия и дейтериевая плазма. Образцы находились от анода плазменного фокуса на расстоянии $L = 12$ см и были смещены от оси камеры ~ на 5 см (рис. 1б). Так как в этом случае угол конуса разлета генерируемых в плазменный фокус быстрых ионов составлял $\sim 40^\circ$, то на образцы действовала не самая

мощная компонента ионного пучка, телесный угол расходимости которой $\sim 7^\circ - 10^\circ$. Это уменьшало энергетическое воздействие на сплавы, снижало примерно на порядок величины плотность мощности потока, и образования ударных волн в объеме облучаемых сплавов не происходило. Совместное пучково-плазменное воздействие на материал Cu–4% Ni–10% Ga осуществлялось также в экспериментах, когда образцы этого сплава были закреплены вблизи переднего торца трубы и находились от анода установки на расстоянии $L = 15$ см. Во всех экспериментах облучаемые образцы-мишени располагались в катодной области камеры плазменного фокуса.

Параметры облучения образцов представлены в табл. 1, где эксперименты с использованием шестигранной трубы названы: “эксперимент № 1”, а с применением барабана-держателя — “эксперимент № 2”.

После облучения образцы исследовались методами оптической микроскопии (ОМ) с применением микроскопа Neophot и растровой электронной микроскопии (РЭМ) с использованием сканирующего электронного микроскопа EVO 40 фирмы Zeiss с приставкой для локального рентгеноспектального микроанализа (РСМА).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Повреждаемость медных сплавов

На рис. 3 и 4 представлена микроструктура облученной поверхности образцов сплава Cu–4% Ni после воздействия на них импульсных потоков дейтериевой плазмы (табл. 1, эксп. № 1) и совместного воздействия потоков дейтериевой плазмы и ионов дейтерия (табл. 1, эксп. № 2). В обоих случаях наблюдается типичный характер повреждаемости поверхностного слоя, реализуемый в металлических материалах в подобных условиях пучково-плазменного воздействия [20–22]: на облученной поверхности видны волнообразный рельеф, кратеры, микропоры, каплеобразные фрагменты, но отсутствуют микротрещины. В наиболее жестком режиме облучения (табл. 1, эксп. № 2) усиливается процесс эрозии и удаления части поверхностного слоя вследствие испарения материала.

Специфика повреждаемости сплава Cu–4% Ni–10% Ga при различных режимах облучения представлена на рис. 5. Как видно из схемы на рис. 1а, образец № 3 (табл. 1) сплава мог подвергаться воздействию потоков дейтериевой плазмы, а также частично — быстрых ионов дейтерия и испытывал заметную повреждаемость поверхностного слоя. Облученная поверхность сплава (рис. 5а) имеет волнообразный характер, содержит множество вздутий, пор, каплеобразных напылов и кратеров с большим разбросом характерных размеров — от единиц и десятков до нескольких сотен мкм. Такой вид поверхности указывает на то,

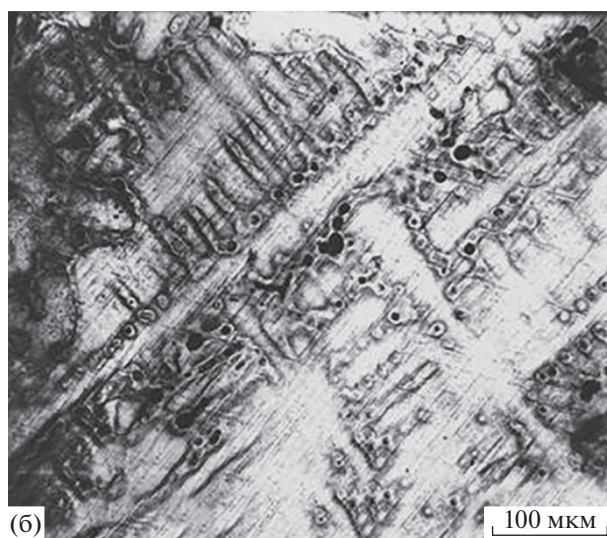
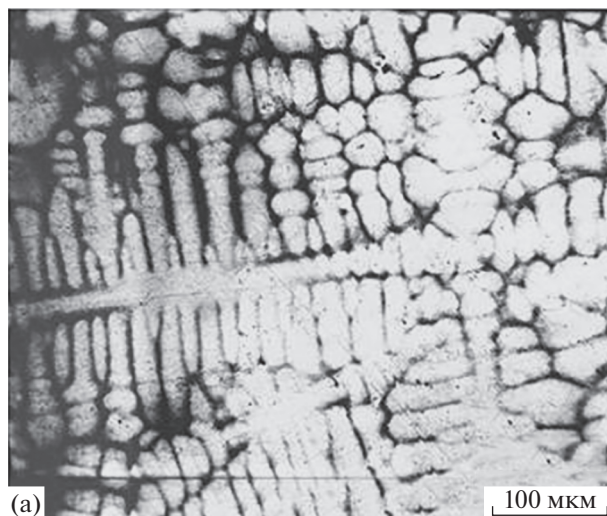


Рис. 2. Микроструктура участков сплавов Cu–4% Ni (а) и Cu–4% Ni–10% Ga (б) в исходном состоянии после выплавки (ОМ).

что в поверхностном слое при каждом импульсном воздействии потоков энергии происходило взрывное кипение, сопровождавшееся процессами испарения, эрозии, образования жидкой фазы и быстрой кристаллизации.

Снижение в образце № 4 сплава по сравнению с обр. № 3 (табл. 1) плотности потока энергии, воздействующей на поверхностный слой, привело к уменьшению его повреждаемости (рис. 5б). Это выражается в более сглаженном рельефе поверхности, а также в уменьшении количества наблюдаемых кратеров и их максимальных размеров (от нескольких сотен в обр. № 3 до нескольких десятков в обр. № 4, табл. 1). Другими словами, интенсивность выхода газовой фазы из расплава с образованием кратеров на его поверхности в обр. № 4 была ниже, чем в обр. № 3 (табл. 1), что способствовало снижению их размеров и ко-

Таблица 1. Параметры облучения потоками дейтериевой плазмы (ДП) и ионов дейтерия (ИД) образцов сплавов Cu–4% Ni и Cu–4% Ni–10% Ga в установке Плазменный фокус PF-1000

Состав сплава и № образца	Расстояние от анода L , см	Плотность потока ДП, Вт/см ²	Длительн. имп. ДП. τ , с	Плотность потока ИД, Вт/см ²	Длительн. имп. ИД. τ , с	Число имп. возд., N
	Эксперимент № 1					
Cu–4Ni (№ 1)	40	2×10^7	10^{-7}	—	—	4
Cu–4Ni–10Ga (№ 3)	15	10^8	10^{-7}	10^8 – 10^9	5×10^{-8}	4
Cu–4Ni–10Ga (№ 4)	15	5×10^7	10^{-7}	10^8	5×10^{-8}	4
	Эксперимент №2					
Cu–4Ni (№ 2)	12	10^8 – 10^9	10^{-7}	10^9 – 10^{10}	5×10^{-8}	5
Cu–4Ni–10Ga (№ 5)						

личества. Наличие же газовой фазы в расплавленном поверхностном слое связано с присутствием в исходном состоянии сплава кислорода примеси, а также с имплантацией в материал ионов дейтерия. Их захват порами и вакансионными комплексами [23] с последующей коагуляцией в микропузыри и удалением из жидкой фазы, а также возможность образования паровой фазы при взаимодействии ионов дейтерия с присутствующим в сплаве кислородом примеси способствовали наблюдаемому на поверхности кратерообразованию.

Облучение образца сплава Cu–4% Ni–10% Ga, закрепленного на барабане-держателе, происходило в наиболее жестком режиме облучения (табл. 1). Повреждаемость рассматриваемого сплава (рис. 5в) определялась высокой интенсивностью процесса эрозии материала, в результате которой заметная часть поверхностного слоя удалялась со стороны облучаемой поверхности. Поэтому на волнообразной поверхности сплава после облучения содержится заметно меньше фрагментов каплеобразного вида, кратеров и пор, чем в аналогичном сплаве после экспериментов № 1.

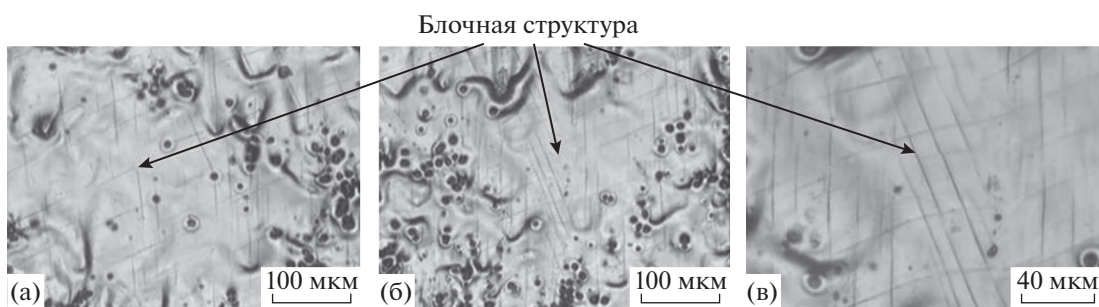


Рис. 3. Микроструктура участков поверхности образца сплава Cu–4% Ni после облучения в установке Плазменный фокус в эксп. № 1 (табл. 1): расстояние от анода $L = 40$ см, $q_{pl} = 2 \times 10^7$ Вт/см², $\tau = 100$ нс, число имп. $N = 4$ (ОМ).

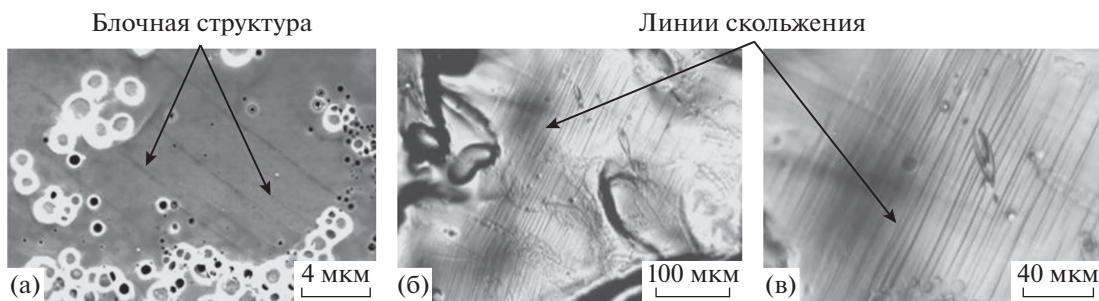


Рис. 4. Микроструктура участков поверхности образца сплава Cu–4% Ni после облучения в установке Плазменный фокус в эксп. № 2 (табл. 1): $q_{pl} = 10^8$ – 10^9 Вт/см², $\tau = 100$ нс, $q_i = 10^9$ – 10^{10} Вт/см², $\tau = 50$ нс, число имп. $N = 5$: а – РЭМ; б, в – ОМ.

Следует особо подчеркнуть, что при всех реализованных режимах радиационно-термической обработки на облученной поверхности сплава Cu–4% Ni–10% Ga (как и в сплаве Cu–4% Ni) отсутствуют микротрещины. В то же время аналогичные или близкие к ним условия пучково-плазменного воздействия на тугоплавкие материалы (W, Mo, V и др.) приводят к образованию микротрещин в облученных поверхностных слоях [24–26].

*Ячеистая микроструктура
в сплаве Cu–4% Ni–10% Ga*

Исследования показали, что на облученной поверхности сплава Cu–4% Ni–10% Ga, пространство между кратерами представляет собой ячеистую микроструктуру, ячейки имеют каплеобразный вид, а их средний размер лежит в пределах ~ 0.5 – 1 мкм. Пример подобной структуры для образца № 3 сплава Cu–4Ni–10Ga (табл. 1) представлен на рис. 6а. Интересно, что в отдельных участках облученного поверхностного слоя некоторая часть ячеек расположена вдоль линий скольжения (рис. 6б, 6в), возникших вследствие пластической деформации материала. В других участках ячейки равномерно распределены по занимаемой площади. В наиболее жестком режиме воздействия потоков дейтериевой плазмы и ионов дейтерия на сплав Cu–4% Ni–10% Ga, реализованном в эксперименте № 2 (табл. 1), на его облученной поверхности помимо ячеек наблюдается присутствие дендритов (рис. 7).

Наличие ячеистой структуры указывает на потерю устойчивости плоским фронтом кристаллизации расплава, что обычно имеет место при возникновении в нем концентрационного переохлаждения перед поверхностью раздела твердой и жидкой фаз [27–29]. Ячейки, имеющие на облученной поверхности сплава каплеобразную форму, представляют собой вершины столбчатых кристаллов, которые сформировались и выросли в процессе направленной кристаллизации расплава поверхностного слоя в условиях концентрационного переохлаждения. Можно полагать, что ветви дендритов, входивших в структуру исходного сплава (рис. 2), который в приповерхностном слое под расплавом оставался в твердом состоянии, контактировали с жидкой фазой и становились центрами зарождения и последующего быстрого роста столбчатых кристаллов в направлении градиента температуры.

Отметим, что образование столбчатой структуры наблюдалось в модифицированных поверхностных слоях различных сталей и никелевых сплавов после воздействия на них высокотемпературной импульсной плазмы при $q_{pl} \geq 2 \times 10^6$ Вт/см², $\tau = 3$ – 50 мкс [1], а также в вольфраме при воздействии дейтериевой плазмы с тепловой нагрузкой 0.2 – 5 МДж/м² и длительности импульса 0.1 – 1.2 мс [30].

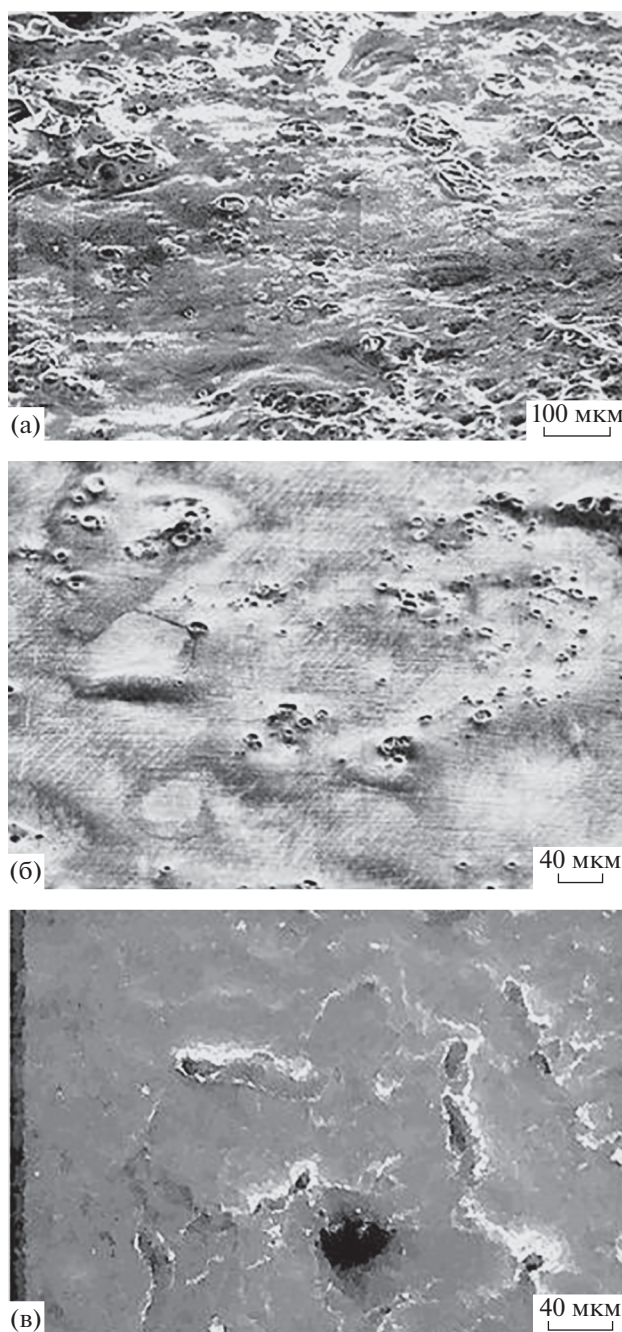


Рис. 5. Микроструктура участков поверхности сплава Cu–4% Ni–10% Ga после облучения в установке Плазменный фокус (табл. 1): а – эксп. № 1 обр. № 3 ($q_{pl} = 10^8$ Вт/см², $\tau = 100$ нс, $q_i = 10^8$ – 10^9 Вт/см², $\tau = 50$ нс, число имп. $N = 4$); б – эксп. № 1 обр. № 4 ($q_{pl} = 5 \times 10^7$ Вт/см², $\tau = 100$ нс, $q_i = 10^8$ Вт/см², $\tau = 50$ нс, число имп. $N = 4$); в – эксп. № 2 обр. № 5 ($q_{pl} = 10^8$ – 10^9 Вт/см², $\tau = 100$ нс, $q_i = 10^9$ – 10^{10} Вт/см², $\tau = 50$ нс, число имп. $N = 5$ (РЭМ).

Обращает на себя внимание тот факт, что в бинарном сплаве Cu–4% Ni после облучения его потоками дейтериевой плазмы и ионов дейтерия

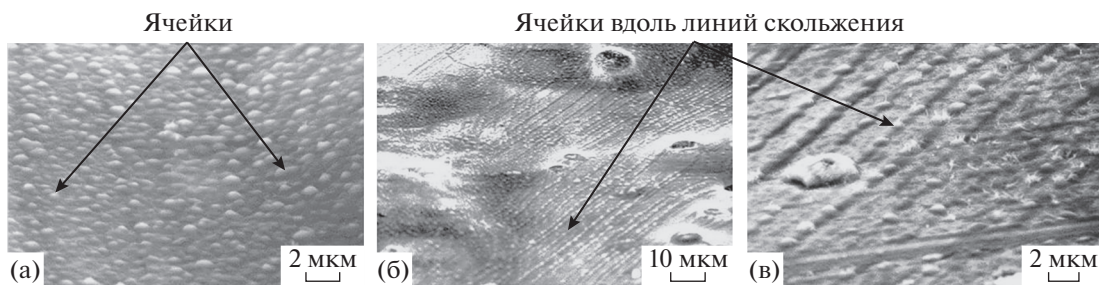


Рис. 6. Микроструктура участков поверхности (табл. 1) образца № 3 сплава Cu–4% Ni–10% Ga после облучения в установке Плазменный фокус в эксперименте № 1: $q_{pl} = 10^8$ Вт/см², $\tau = 100$ нс, $q_i = 10^8$ – 10^9 Вт/см², $\tau = 50$ нс, число имп. $N = 4$ (РЭМ).

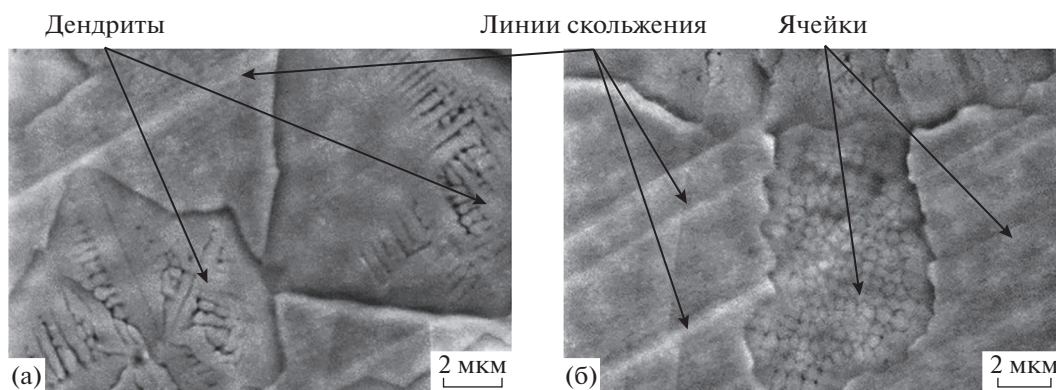


Рис. 7. Микроструктура участков поверхности (табл. 1) образца № 5 сплава Cu–4% Ni–10% Ga после облучения в установке Плазменный фокус в эксперименте № 2: $q_{pl} = 10^8$ – 10^9 Вт/см², $\tau = 100$ нс, $q_i = 10^9$ – 10^{10} Вт/см², $\tau = 50$ нс, число имп. $N = 5$ (РЭМ).

ячеистой структуры в поверхностном слое не возникало. Аналогичная ситуация имела место и в ранее исследованном сплаве Cu–10% Ga [19] после пучково-плазменного воздействия на него примерно в том же режиме. В трехкомпонентном же сплаве Cu–4% Ni–10% Ga при облучении его в тех же условиях, что и сплав Cu–4% Ni (табл. 1, эксп. № 2), наблюдается ячеистая и ячеисто-дендритная (рис. 6, 7) структуры. Исходя из полученных результатов, можно заключить, что увеличение степени легирования бинарных медных сплавов систем Cu–Ni и Cu–Ga путем добавления в состав третьего компонента способствовало в процессе кристаллизации расплавленного импульсным излучением поверхностного слоя потере устойчивости плоским фронтом затвердевания, по-видимому, из-за возникновения эффекта концентрационного переохлаждения в жидком растворе. Это стало причиной образования обнаруженных ячеистой и дендритной структур (рис. 6, 7).

Влияние концентрации легирующих элементов на морфологическую устойчивость фронта кристаллизации и структурное совершенство монокристаллов никелевых сплавов наблюдалось также в работах [31, 32].

Пластическая деформация в поверхностном слое

После проведенных экспериментов на облученной поверхности исследуемых сплавов присутствуют признаки пластической деформации — линии скольжения. В различных участках поверхностных слоев сплава Cu–4% Ni наблюдаются два вида линий скольжения: с образованием блочной (рис. 3 и 4а) и полосчатой (рис. 4б, 4в) микроструктуры. Характер пластической деформации для сплава Cu–4% Ni–10% Ga (эксп. № 1 обр. № 4, табл. 1) представлен на рис. 8 в зоне границы двух зерен. В одном случае (рис. 8а) наблюдается одна система линий скольжения, которые в соседних зернах расположены под углом друг к другу, в другом случае (рис. 8б) в пределах каждого зерна наблюдаются две системы линий скольжения. В целом, как показал анализ, основная площадь облучения сплава содержит “сетку”, состоящую из двух систем линий скольжения (рис. 9а, 9б), но встречаются участки, в которых имеются три системы линий скольжения (рис. 9в).

Представленные результаты позволяют заключить, что процесс пластической деформации в поверхностных слоях облученных образцов сплавов Cu–4% Ni и Cu–4% Ni–10% Ga протекал

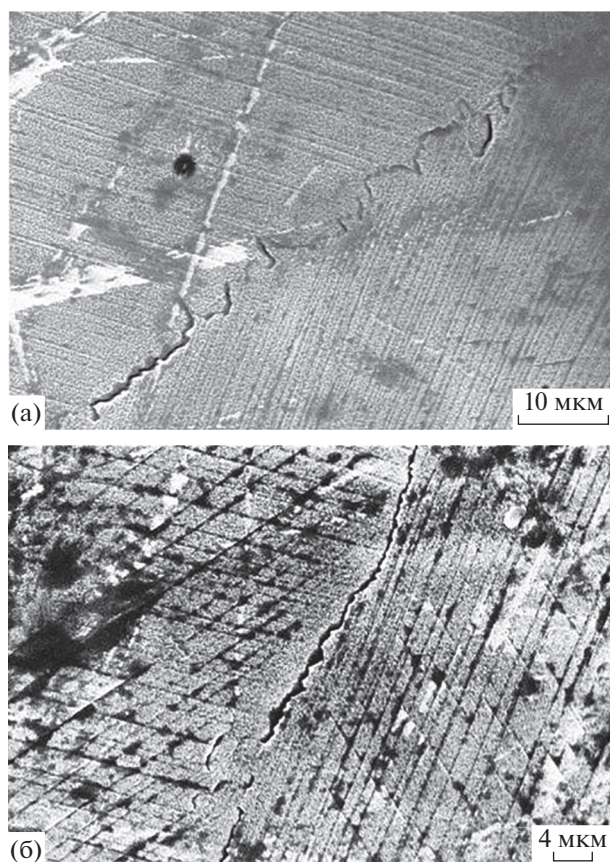


Рис. 8. Микроструктура участков поверхности (табл. 1) образца № 4 сплава Cu–4% Ni–10% Ga после облучения в установке ПФ в эксперименте № 1: $q_{pl} = 5 \times 10^7$ Вт/см², $\tau = 100$ нс, $q_i = 10^8$ Вт/см², $\tau = 50$ нс, число имп. $N = 4$ (РЭМ).

механизмом скольжения по плоскостям наиболее плотной упаковки {111}, типичным для материалов с ГЦК-решеткой [23, 33]. Этот механизм действовал как при облучении медно-никелевого сплава только потоками дейтериевой плазмы (рис. 3), так и при совместном облучении каждого из сплавов потоками дейтериевой плазмы и ионов дейтерия (рис. 4, 6–9). Наличие блочной и поло-

счатой микроструктур указывает на то, что пластическая деформация в различных локальных участках поверхности сплавов протекала с участием различных систем скольжения, допустимых в металлах с ГЦК-решеткой, в зависимости от ориентировки кристаллитов в этих участках относительно оси приложенного напряжения. Термические напряжения в облученных поверхностных слоях возникали на стадии охлаждения образцов сплавов после воздействия на них импульсных потоков дейтериевой плазмы и ионов дейтерия. Вследствие возможного неоднородного распределения плотности энергии по сечению ионного пучка при импульсных разрядах в плазменном фокусе и, соответственно, флуктуирующей температуры в облучаемых образцах сплавов термические напряжения могли быть различными в разных микрообъемах поверхностных слоев. В сочетании с различной ориентировкой микрокристаллитов пластическая деформация в локальных участках поверхностных слоев сплавов протекала механизмом скольжения по плоскостям {111} с участием тех систем скольжения, которые для данного участка облучаемых сплавов были предпочтительны.

Следует заметить, что более жесткий, чем в настоящей работе, режим облучения, сочетающий мощные радиационно-термические воздействия с ударно-волновыми нагрузками, который был реализован при облучении твердого раствора сплава Cu–10% Ga в работе [19], может способствовать протеканию процесса пластической деформации по механизму двойникования [16–18].

Элементный анализ в поверхностном слое

Результаты рентгеноспектрального анализа облученных образцов № 4 и № 5 сплава Cu–4% Ni–10% Ga после проведенных экспериментов представлены на рис. 10. Анализ показал, что после облучения сплава в его поверхностном слое, помимо основных исходных компонентов, присутствуют в качестве примесей углерод, кислород и алюминий. Углерод и алюминий могли осаждаться на поверхность образца-мишени после испарения со стенок функциональных материалов ка-

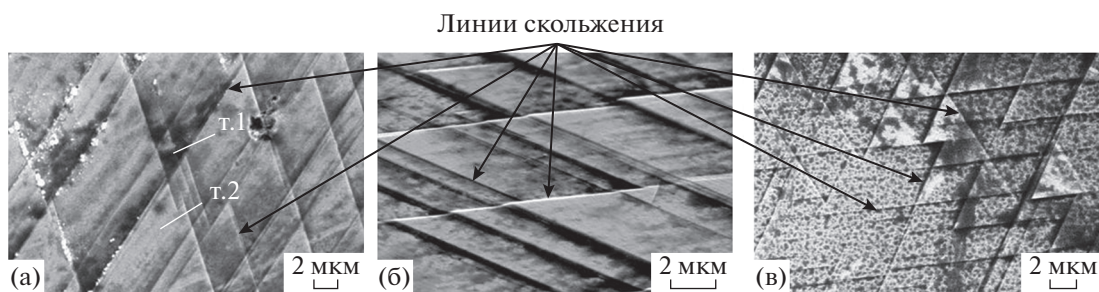


Рис. 9. Микроструктура участков поверхности (табл. 1) образца № 4 сплава Cu–4% Ni–10% Ga после облучения в установке Плазменный фокус в эксперименте № 1.

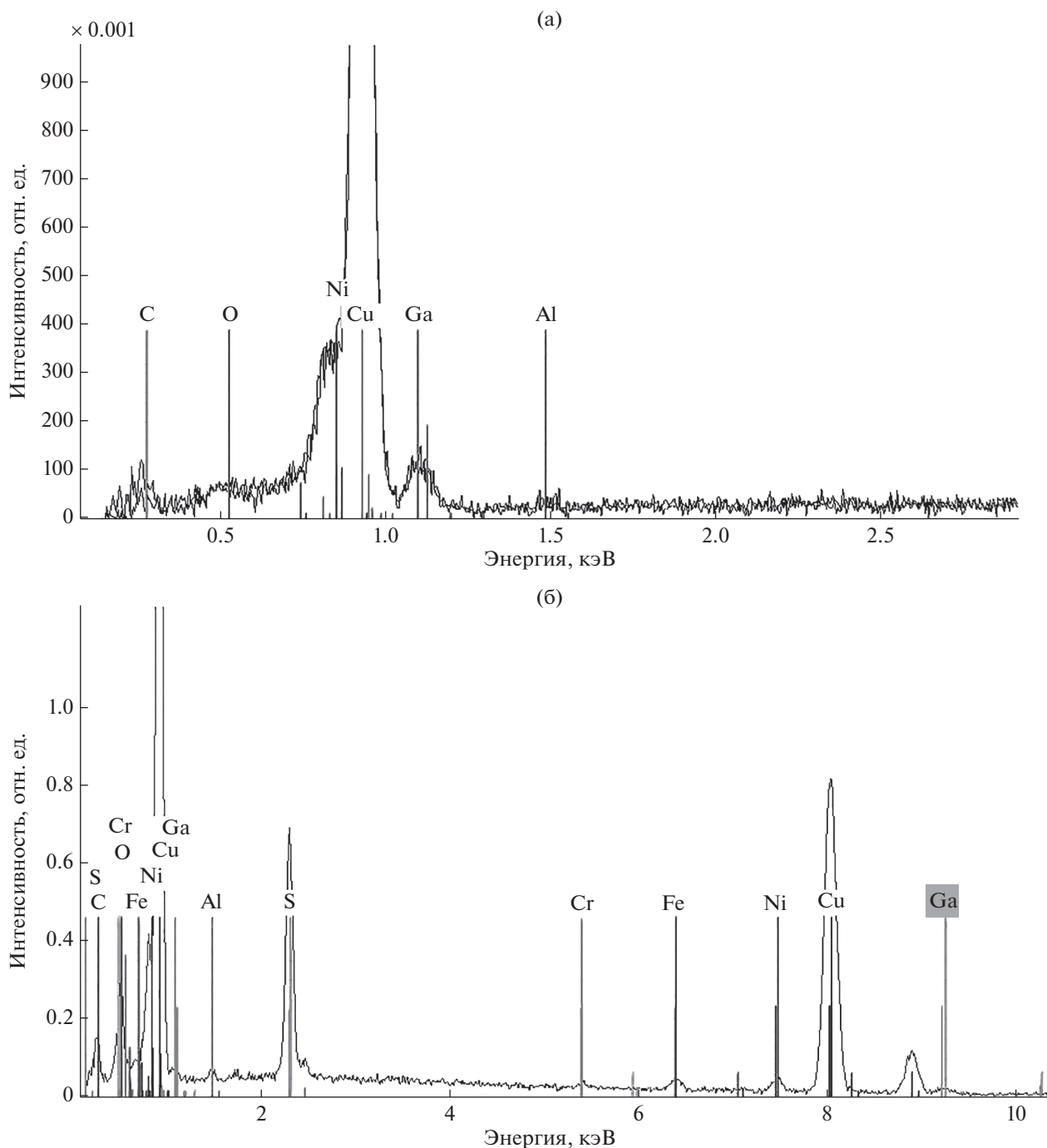


Рис. 10. Рентгеновские спектры элементов в облученном поверхностном слое сплава Cu–4%Ni–10%Ga: а – эксп. № 1, обр. № 4 для двух точек на рис. 9а – на линии скольжения (т. 1) и вблизи линии скольжения (т. 2); б – эксп. № 2 обр. № 5 в микрочастице на поверхности (табл. 1).

меры плазменного фокуса мощными потоками дейтериевой плазмы и ионов дейтерия. При этом на облучаемую поверхность сплава осаждались также микрочастицы, испаряемые кластерным механизмом при воздействии потоков дейтериевой плазмы и ионов дейтерия на материал держателей образцов (рис. 1). В состав таких микрочастиц, наряду с указанными элементами, входили

элементы стали, из которой были изготовлены держатели (рис. 10б).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведена серия экспериментов в установке Плазменный фокус по облучению медных сплавов Cu–4% Ni и Cu–4% Ni–10% Ga (мас. %) мощ-

ными импульсными потоками дейтериевой плазмы и ионов дейтерия. Сплавы облучались в двух режимах: жестком режиме совместного воздействия потоков дейтериевой плазмы при $q_{pl} = 10^8 - 10^9$ Вт/см², $\tau_{pl} = 100$ нс и ионов дейтерия при $q_i = 10^9 - 10^{10}$ Вт/см², $\tau_i = 50$ нс, а также в более мягких режимах – сплав Cu–4%Ni потоками дейтериевой плазмы при плотности мощности $q_{pl} = 10^7$ Вт/см² и длительности импульса $\tau_{pl} = 100$ нс, а сплав Cu–4% Ni–10% Ga – при $q_{pl} = 5 \times 10^7 - 10^8$ Вт/см², $q_i = 10^8 - 10^9$ Вт/см² и тех же значениях длительности импульса.

Показано, что характер повреждаемости сплавов Cu–4% Ni и Cu–4% Ni–10% Ga в испытанных режимах облучения примерно одинаков и определяется волнообразным рельефом поверхности, наличием на ней кратеров, микропор, фрагментов каплеобразного вида и отсутствием микротрещин. При каждом импульсном воздействии потоков энергии на обрабатываемый сплав происходило расплавление его поверхностного слоя, взрывное кипение с образованием кратеров и пор на облученной поверхности, а также испарение материала (процесс эрозии). В более жестком режиме облучения указанные процессы усиливались и сопровождалась удалением части поверхностного слоя вследствие эрозии материала.

В отличие от сплава Cu–4% Ni, структура поверхностных слоев сплава Cu–4% Ni–10% Ga в реализованных режимах облучения после расплавления пучково-плазменными воздействиями и кристаллизации жидкой фазы имеет ячеистый или ячеисто-дендритный характер. Параметры образования такой структуры зависят от режима импульсного облучения образца-мишени и условий последующей направленной кристаллизации расплавленного поверхностного слоя. Кроме того, на формирование рассматриваемой структуры заметное влияние оказывает легирование бинарного медно-никелевого сплава третьим элементом – галлием и, вероятно, дендритная структура сплава в исходном состоянии.

В поверхностном слое каждого из исследованных сплавов при облучении потоками дейтериевой плазмы и ионов дейтерия под действием термических напряжений протекала пластическая деформация типичным для материалов с ГЦК-решеткой механизмом скольжения по плоскостям наиболее плотной упаковки {111}.

Полученные результаты показывают, что пластичные медные сплавы систем Cu–Ni и Cu–Ni–Ga, а также исследованный ранее сплав Cu–10% Ga [19], проявляют высокую трещиностойкость к воздействию мощных импульсных радиационно-термических нагрузок наносекундного диапазона длительности импульса, генерируемых в установке Плазменный фокус PF-1000, в сравнении с тугоплавкими металлами – W, Mo, V.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена по государственному заданию № 075-00947-20-00.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Грибков В.А., Григорьев Ф.И., Калинин Б.А., Якушин В.Л. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов. М.: Изд-во Круглый год, 2001. 528 с.
2. Garkusha I.E., Burdakov A.V., Ivanov I.A., Kruglyakov E.P., Kuklin K.N., Landman I.S., Makhraj V.A., Polosatkin S.V., Shoshin A.A., Tereshin V.I., Aksenov N.N. // Problems of atomic science and technology. Series: Plasma Physics. 2008. V. 14. № 6. P. 58.
3. Gribkov V.A., Pimenov V.N., Ivanov L.I., Dyomina E.V., Maslyayev S.A., Miklaszewski R., Scholz M., Ugaste U.E., Doubrovsky A.V., Mezzetti F., Kulikauskas V.C., Zatekin V.V. // J. Phys. D: Appl. Phys. 2003. № 36. P. 1817.
4. Майер П.Н., Майер А.Е. // Вестник Челябинского государственного университета. Сер. Физ. 2011. Вып. 11. № 38(253). С. 41.
5. Ковивчак В.С., Панова Т.В., Блинов В.И., Бурлаков Р.Б. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2006. № 4. С. 69.
6. Погребняк А.Д., Тюрин Ю.Н. // УФН. 2005. Т. 175. № 5. С. 515.
7. Терешин В.И., Гаркуша И.Е., Чеботарев В.В. // Модификация поверхностных слоев твердых тел мощными импульсными потоками плазмы. Радиационная плазмодинамика. Энциклопедия низкотемпературной плазмы / Под ред. В.Е. Фортова. М.: Наука, 2007. Т. 9. С. 442.
8. Li Z.G., He J.L., Matsumoto T., Mori T., Miyake S., Muramatsu Y. // Surf. Coat. Techn. 2003. V. 173–174. P. 1140.
9. Betti R., Hurricane O.A. // Nature Physics. V. 12. № 5. P. 435.
<https://doi.org/10.1038/nphys3736>
10. Баянкин В.Я., Гусева М.И., Тетельбаум Д.И., Гильмутдинов Ф.З. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2005. № 5. С. 77.
11. Новоселов А.А., Шушков А.А., Баянкин В.Я., Вахрушев А.В. // Химическая физика и мезоскопия. 2012. Т. 14. № 4. С. 609.
12. Новоселов А.А., Баянкин В.Я., Филатов Д.О., Смирнов А.А., Тетельбаум Д.И. // Вестник ННГУ. Сер. Физика твердого тела. 2013. № 2(2). С. 12.
13. Жидков М.В., Лигачев А.Е., Колобов Ю.Р., Потемкин Г.В., Ремнев Г.Е. // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2018. № 4. С. 82.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2018-4-82-91>
14. Жихарев А.В., Баянкин В.Я., Климова И.Н., Быстров С.Г., Дроздов А.Ю., Харанжевский Е.В. // Физика твердого тела. 2015. Т. 57. В. 5. С. 833.
15. Мажукин В.И., Мажукин А.В., Демин М.М., Шапранов А.В. // Оптический журн. 2011. Т. 78. В. 8. С. 29.
16. Хомская И.В., Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э. // Известия РАН. Сер. физ. 2010. Т. 74. № 11. С. 1609.
17. Хомская И.В. // Перспективные материалы. 2011. № 12. С. 551.
18. Разоренов С.В., Гаркушин Г.В. // ЖТФ. 2015. Т. 85. В. 7. С. 77.

19. Боровицкая И.В., Грибков В.А., Демин А.С., Епифанов Н.А., Латышев С.В., Масляев С.А., Морозов Е.В., Пименов В.Н., Сасиновская И.П., Бондаренко Г.Г., Гайдар А.И., Шольц М. // Перспективные материалы. 2020. № 5. С. 23.
<https://doi.org/10.30791/1028-978X-2020-5-23-37>
20. Волков Н.Б., Майер А.Е., Яловец А.П. // ЖТФ. 2002. Т. 72. В. 8. С. 34.
21. Zhu X.P., Lei M.K., Dong Z.H., Miao S.M. // Surf. Coat. Technol. 2003. V. 173. P. 105.
[https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(03\)00321-9](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(03)00321-9)
22. Ковивчак В.С., Панова Т.В., Михайлов К.А. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2012. № 1. С. 73.
23. Бондаренко Г.Г. Радиационная физика, структура и прочность твердых тел. М.: Изд-во Лаборатория знаний, 2016. 462 с.
24. Gribkov V.A., Paduch M., Zielinska E., Demin A.S., Demina E.V., Kazilin E.E., Latyshev S.V., Maslyayev S.A., Morozov E.V., Pimenov V.N. // Rad. Phys. and Chem. 2018. V. 150. P. 20.
25. Боровицкая И.В., Пименов В.Н., Грибков В.А., Падух М., Бондаренко Г.Г., Гайдар А.И., Парамонова В.В., Морозов Е.В. // Металлы. 2017. № 6. С. 30.
26. Демин А.С., Масляев С.А., Пименов В.Н., Грибков В.А., Демина Е.В., Латышев С.В., Ляховицкий М.М., Сасиновская И.П., Бондаренко Г.Г., Гайдар А.И., Падух М. // Физика и химия обработки материалов. 2017. № 6. С. 5.
27. Физическое металловедение (под ред. Р.У. Кана и П. Хаазена). Т. 2. Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1987. 624 с.
28. Няшина Н.Д., Трусев П.В. // Вестник Пермского государственного технического университета. Математическое моделирование систем и процессов. 1998. № 6. С. 66.
29. Тимофеева В.А. Рост кристаллов из раствор-расплава. М.: Наука, 1978. 268 с.
30. Посакалов А.Г., Климов Н.С., Гаспарян Ю.М., Огородникова О.В., Ефимов В.С. // ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез. 2018. Т. 41. В. 1. С. 23.
31. Ладыгин А.Н., Свердлов В.Я. // ВАНТ. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. 2004. № 3(85). С. 132.
32. Ажжжа В.М., Свердлов В.Я., Кондратов А.А., Богуслаев А.В., Клочихин В.В. // Вестник Харьковского университета. 2007. № 781. С. 73.
33. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972. 408 с.

Influence of Pulsed Flows of Deuterium Ion and Deuteric Plasma on Cu–Ni and Cu–Ni–Ga Alloys

V. N. Pimenov^{1, *}, I. V. Borovitskaya^{1, **}, V. A. Gribkov¹, A. S. Demin¹, N. A. Epifanov^{1, 2}, S. A. Maslyayev¹, E. V. Morozov¹, I. P. Sasinovskaya¹, G. G. Bondarenko^{2, 3}, A. I. Gaydar³, M. Paduch⁴

¹Baikov Institute of metallurgy and materials science of the Russian Academy of Sciences, Moscow, 119334 Russia

²National Research University High School of Economics, Moscow, 101000 Russia

³Scientific Research Institute of Advanced Materials and Technologies, Moscow, 115054 Russia

⁴Institute of Plasma Physics and Laser Microfusion, Warsaw, 01-497 Poland

*e-mail: pimval@mail.ru

**e-mail: symp@imet.ac.ru

Experiments on irradiation in the Plasma Focus device of copper alloys Cu–4% Ni and Cu–4% Ni–10% Ga (wt %) by power pulsed flows of deuterium plasma and deuterium ions have been carried out. The alloys were irradiated in two modes: hard mode of combined action of the deuterium plasma flows at $q_{pl} = 10^8$ – 10^9 W/cm², $\tau_{pl} = 100$ ns and deuterium ions at $q_i = 10^9$ – 10^{10} W/cm², $\tau_i = 50$ ns, and also in more soft conditions – Cu–4% Ni alloy with flux of deuterium plasma at power density $q_{pl} = 2 \times 10^7$ W/cm² and pulse duration $\tau_{pl} = 100$ ns, and Cu–4% Ni–10% Ga alloy – at $q_{pl} = 5 \times 10^7$ – 10^8 W/cm², $q_i = 10^8$ – 10^9 W/cm² and the same values of the pulse duration. The nature of the damage for Cu–4% Ni and Cu–4% Ni–10% Ga alloys in the irradiation regimes implemented is approximately the same and is determined by the wavy surface relief, the presence of craters, micropores, droplet-like fragments and the absence of microcracks. Unlike the Cu–4% Ni alloy, the surface structure of the Cu–4% Ni–10% Ga alloy after irradiation has a cellular or cellular-dendritic character. The parameters of the formation of such a structure depend on the regime of pulsed irradiation of the target sample and the conditions of the subsequent directed crystallization of the molten surface layer. The formation of this structure is also significantly affected by the alloying of the binary copper–nickel alloy with the third element (gallium) and probably the dendritic structure of the alloy in the initial state of the alloys. Plastic deformation is observed in the surface layer of each of the studied alloys after exposure to the flows of deuterium plasma and deuterium ions, which proceeded by the sliding mechanism along the planes of the densest packing {111}, typical of materials with an fcc lattice. Studied ductile copper alloys of the Cu–Ni and Cu–Ni–Ga systems, as well as the previously studied Cu–10% Ga alloy, exhibit very high crack resistance to the effects of powerful pulsed radiation-thermal loads generated in the Plasma Focus installation, in comparison with refractory metals – W, Mo, V.

Keywords: pulsed flows, deuterium plasma, deuterium ions, plasma focus device, damage, crystallization, cellular structure, plastic deformation.