

УДК 620.187

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНЫХ ПУЧКОВО-ПЛАЗМЕННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ В СПЛАВЕ Инконель 718¹

©2023 г. И.В. Боровицкая^{1*}, А.С. Демин^{1*}, О.А. Комолова^{1*}, С.В. Латышев^{1*,2*}, С.А. Масляев^{1*}, А.Б. Михайлова^{1*}, И.С. Монахов^{1*,3*}, Е.В. Морозов^{1*}, В.Н. Пименов^{1*}, Г.Г. Бондаренко^{3*}, А.И. Гайдар^{4*}, И.А. Логачев^{5*}, Е.В. Матвеев^{4*}

^{1*}ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
E-mail: symp@imet.ac.ru

^{2*}Московский технический университет связи и информатики, Москва

^{3*}Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики», Москва

^{4*}НИИ Перспективных материалов и технологий, Москва

^{5*}Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва

Поступила в редакцию 9 февраля 2023 г.

После доработки 23 марта 2023 г. принята к публикации 28 апреля 2023 г.

Представлены результаты исследования воздействий импульсных потоков ионов гелия (ИГ) и гелиевой плазмы (ГП) на сплав Инконель 718, приготовленный по аддитивной технологии методом селективного лазерного сплавления с последующей термической обработкой. Определены основные структурные изменения в облученном поверхностном слое (ПС) для двух режимов облучения: мягкого (с плотностью мощности излучения $q = 2 \cdot 10^8$ Вт/см² при длительности импульса $\tau = 50$ нс) и жесткого (при $q = 1,5 \cdot 10^9$ Вт/см², $\tau = 25$ нс). Число импульсных воздействий в каждом режиме $N = 10$ и 20 . Установлено, что в исходном состоянии и после облучения структура исследуемого сплава представляет собой однофазный твердый раствор на основе никеля с ГЦК решеткой. Воздействие на сплав импульсных потоков ИГ и ГП приводит к изменению его исходной текстуры в направлении $\langle 220 \rangle$ на текстуру $\langle 111 \rangle$. Указанное изменение текстуры способствовало протеканию наблюдаемого в облученном ПС процесса пластической деформации, при которой в металлах с ГЦК решеткой под действием приложенных термических напряжений скольжение идет преимущественно по плоскостям $\{111\}$. Отмечено влияние режима облучения исследуемого сплава на параметр его кристаллической решетки. В мягком режиме воздействия потоков ИГ и ГП величина параметра решетки a снижается по сравнению с исходным значением, что может быть связано с действием остаточных макронапряжений, а также с испарением из ПС атомов примесных элементов, расположенных в междоузлиях решетки. В жестком режиме облучения параметр a возрастает, что обусловлено доминирующим влиянием механизма имплантации в сплав ионов гелия, способствующего росту величины a . Показано, что наблюдаемые структурные изменения в ПС сплава приводят к уменьшению микротвердости и разупрочнению переплавленного слоя. Методом численного моделирования оценена роль термических и ударно-волновых воздействий в процессах пластической деформации и структурных изменений в ПС при реализованных условиях облучения.

Ключевые слова: импульсные потоки; гелиевая плазма; ионы гелия; плазменный фокус; пластическая деформация; микротрещины; текстура; параметр решетки.

Известно [1—3], что воздействие импульсных радиационных потоков на материалы может приводить к заметным структурным изменениям в облучаемых поверхностных слоях (ПС). Наиболее существенные изменения структурного состояния ПС наблюдают-

ся в жестких условиях импульсных воздействий, когда радиационно-термические потоки генерируют резкое возрастание температуры ПС до значений выше порога плавления материала [4—8]. При этом характер изменения исходного структурно-фазового состояния материала зависит как от условий эксперимента (вид излучений; плотность потока энергии частиц, падающих на образец; длительность импульсных воздействий

¹Работа выполнена по государственному заданию № 075-00715-22-00 и финансово поддержана Международным Агентством по Атомной Энергии (гранты IAEA CRP №23664 и № 24080).

и др.), так и от характеристик облучаемого материала (температура плавления; механические свойства; наличие легирующих элементов; технология приготовления и др.).

В настоящее время все более широкое распространение при производстве металлических материалов и изделий приобретают аддитивные технологии [9—13], которые в частности в авиакосмической промышленности активно применяются при производстве жаропрочных материалов на основе никеля. К таким материалам относится сплав Инконель 718, основу которого составляют никель, хром и железо. Обладая высоким уровнем механических и физико-химических свойств, этот сплав сохраняет их стабильность при температурах почти до 800 °С и применяется в ответственных узлах авиационной и космической техники — в реактивных двигателях, газовых турбинах и др. [14—16]. При получении сплава с помощью аддитивной технологии важной является оценка влияния температурно-временных характеристик этого технологического процесса на структурно-фазовое состояние и свойства получаемого материала [17—19]. Не меньший интерес вызывает вопрос о поведении рассматриваемого сплава в условиях разнообразных внешних воздействий, в частности излучений различного вида.

В работе [20] исследовали особенности структурно-фазовых изменений в ПС сплава Инконель 718, приготовленного по аддитивной технологии, при импульсных воздействиях потоков ионов гелия (ИГ) и гелиевой плазмы (ГП) в режиме облучения ниже порога плавления ПС. Повреждаемость указанного сплава в более жестких условиях импульсного воздействия потоков ИГ и ГП, при которых происходили процессы плавления и эрозии облучаемого ПС, изучалась в работе [21].

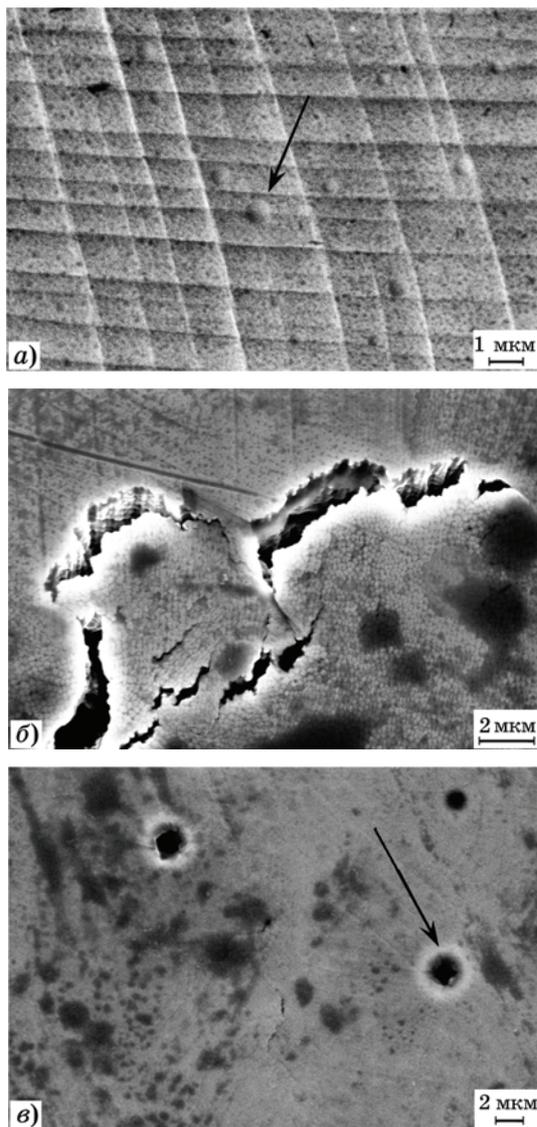
В настоящей работе исследовалось влияние мощных импульсных воздействий потоков ИГ и ГП, генерируемых в установке Плазменный фокус (ПФ), на структурно-фазовое состояние сплава Инконель 718, приготовленного по аддитивной технологии методом селективного лазерного сплавления с последующей термической обработкой (закалка + старение). Одновременно изучалась возможность модифицирования структуры облучаемого ПС мощными импульсными пучково-плазменными потоками для улучшения поверхностных свойств сплава.

Методика облучения и исследования. Материал, схема установки и условия облучения сплава Инконель 718 детально изложены в работе [21]. Здесь мы кратко отметим, что образцы данного сплава, приготовленные по аддитивной технологии методом селективного лазерного сплавления с последующей термической обработкой (закалка + старение) и размером $\sim 10 \times 10 \times 1$ мм, размещали в катодной зоне рабочей камеры установки ПФ «Вихрь» с энергетическим запасом в конденсаторах $\sim 2,1$ кДж. В качестве рабочего газа использовали гелий при давлении в камере $p_{\text{He}} \approx 300$ Па. При импульсных разрядах на образцы действовали импульсные потоки ИГ и ГП в двух режимах облучения: мягком (расстояние от анода ПФ до образцовой мишени $L = 8$ см, плотность мощности излучения $q = 2 \cdot 10^8$ Вт/см² при длительности импульса $\tau = 50$ нс) и жестком ($L = 4$ см, $q = 1,5 \cdot 10^9$ Вт/см², $\tau = 25$ нс). Как указано в работе [21], при каждом импульсном разряде на образцовую мишень действовали потоки ИГ (распространяются внутри конуса с углом при вершине в зоне максимального сжатия плазмы $\sim 30^\circ$) и ГП (распространяются внутри полного телесного угла). Оба потока действуют на облучаемый образец практически одновременно, и приведенные значения q для каждого из двух режимов облучения являются интегральными величинами, характеризующими степень ионно-плазменного воздействия на материал. Число импульсных воздействий в экспериментах $N = 10$ и 20. Временной интервал между импульсными воздействиями 3—5 мин. За это время в образцах достигалось термически равновесное состояние.

Микроструктуру образцов и элементный состав ПС исследовали с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и локального рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) на сканирующем электронном микроскопе EVO 40 фирмы Zeiss с приставкой для РСМА.

Рентгенофазовый анализ ПС проводили посредством регистрации рентгеновских дифракционных спектров образцов на рентгеновском дифрактометре Ultima IV фирмы Rigaku (Япония) с вертикальным гониометром и высокоскоростным полупроводниковым детектором D/teX. Съемку выполняли в CuK_α -излучении. Фазовый анализ образцов проведен в программном комплексе PDXL с использованием базы данных ICDD.

Микротвердость $HV_{0,05}$ определяли методом инструментального (кинетического) индентирования [22, 23] на микротвердомере Shimadzu DUN-211S (Япония) с использованием алмазного индентора Виккерса в виде пирамиды с квадратным основанием (угол между боковыми гранями 136°) при нагрузке $F_{\max} = 500$ мН и выдержке 5 с. Значение каждого из параметров определено по результатам обработки десяти отдельных измерений с доверительной вероятностью $\alpha = 0,95$. Погрешность измерений величины

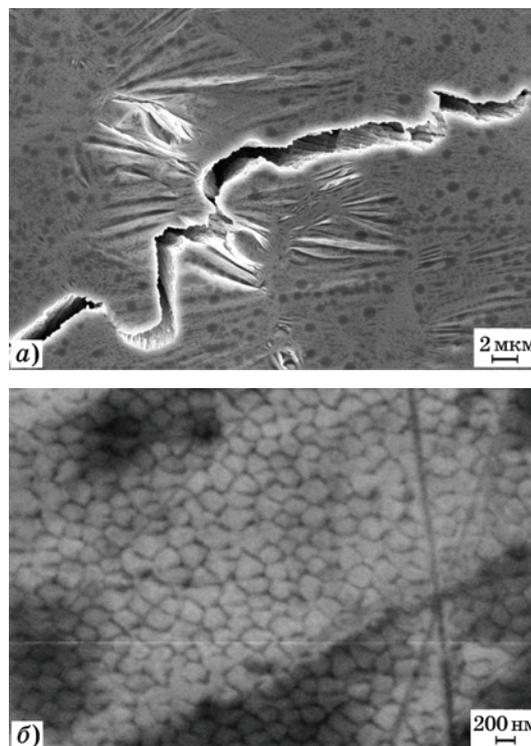


Фиг. 1. Микроструктура (СЭМ) участков центральной зоны поверхности сплава Инконель 718, облученного потоками ИГ и ГП в мягком режиме при $q = 2 \cdot 10^8$ Вт/см², $\tau = 50$ нс, $N = 10$ (а) и в жестком режиме при $q = 1,5 \cdot 10^9$ Вт/см², $\tau = 25$ нс с числом импульсных воздействий $N = 10$ (б) и 20 (в). Стрелками отмечены блистеры с неразрушенными (а) и разрушенными (в) оболочками

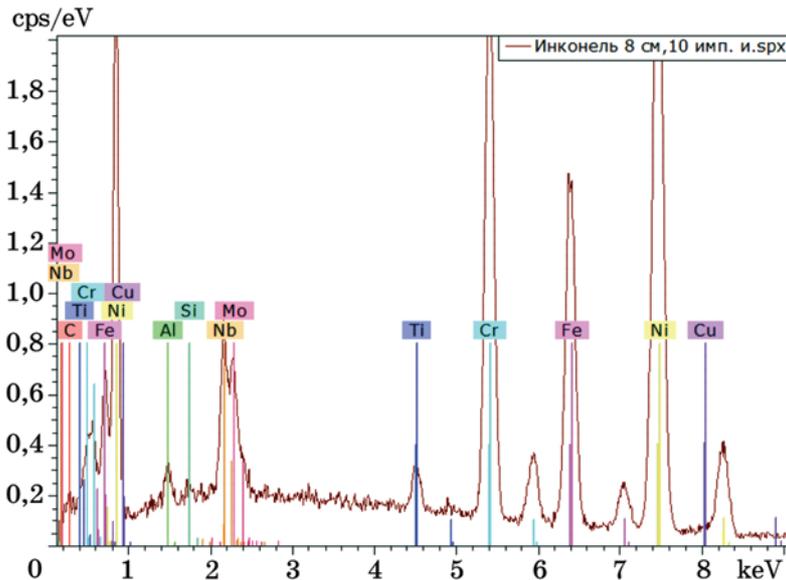
$HV_{0,05}$ микротвердомером DUN-211S, определенная по методике [23], не превышала 10%.

Для оценки термического и ударно-волнового воздействия пучка быстрых высокоэнергетических ионов на исследуемый сплав, а также эволюции температурных изменений в облученном ПС использовали метод численного моделирования [24, 25], для которого, как показал анализ, при реализованных условиях облучения применима одномерная модель расчета.

Результаты исследования и их обсуждение. Микроструктура сплава в разных режимах облучения. В работе [21] было отмечено, что в ряде участков ПС после воздействия на сплав потоков ИГ и ГП в мягком режиме облучения наблюдаются четкие линии скольжения, свидетельствующие о протекании процесса пластической деформации. При жестком режиме облучения линии скольжения в ПС становятся менее выраженными (фиг. 1, а–в), что, как правило, указывает на снижение интенсивности этого процесса. Отмеченное различие связано, по-видимому, с более сильной повреждаемостью ПС сплава в жестком режиме облучения: нали-



Фиг. 2. Микроструктура (СЭМ) участков с микротрещиной и тонкой сморщенной пленкой (а) и ячеистым характером ПС (б) сплава Инконель 718, облученного потоками ИГ и ГП в жестком режиме ($q = 1,5 \cdot 10^9$ Вт/см², $\tau = 25$ нс) при $N = 20$



Фиг. 3. Рентгеновский спектр (РСМА) элементов в ПС образца сплава Инконель 718 после облучения потоками ИГ и ГП в мягком режиме ($q_0 = 2 \cdot 10^8$ Вт/см², $\tau = 50$ нс) при $N = 10$

Таблица 1

Марочный состав сплава Инконель 718 и содержание элементов в его ПС в исходном состоянии и после облучения потоками ИГ и ГП в мягком режиме

Образец	Содержание элемента, мас. %									
	Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al	Si	C	Cu
Марочный состав	50,0— 55,0	17,0— 21,0	Остальное	4,75— 5,50	2,80— 3,30	0,65— 1,15	0,20— 0,80	<0,35	<0,08	<0,3
Исходный	51,88 ±1,50	18,60 ±0,57	17,62 ±0,55	4,22 ±0,22	2,76 ±0,16	1,07 ±0,08	0,40 ±0,06	0,13 ±0,04	3,05 ±1,13	0,27 ±0,06
Облученный	50,0 ±1,34	17,5 ±0,5	16,7 ±0,47	5,9 ±0,25	2,72 ±0,13	0,88 ±0,06	0,66 ±0,07	0,24 ±0,04	4,9 ±1,15	0,54 ±0,06

чие более выраженного волнообразного рельефа поверхности с присутствием на ней микротрещин; следы «загрязнения» осажденными элементами (темные пятна на фиг. 1, б, в), а также блистеры с разрушенными оболочками (фиг. 1, в) и участки тонкой пленки (фиг. 2, а). В то же время возрастание плотности мощности излучения примерно на порядок величины при $N = 20$ способствовало более четкому выявлению мелкоячеистого характера облученной поверхности (фиг. 2, б). Обращает также на себя внимание то, что в мягком режиме облучения оболочки блистеров не разрушались (см. фиг. 1, а), а их размер значительно меньше (<1 мкм), чем у разрушенных блистеров в жестком режиме облучения (фиг. 1, в).

Элементный состав поверхностного слоя. Результаты элементного анализа ПС исследуемого сплава в исходном состоянии и пос-

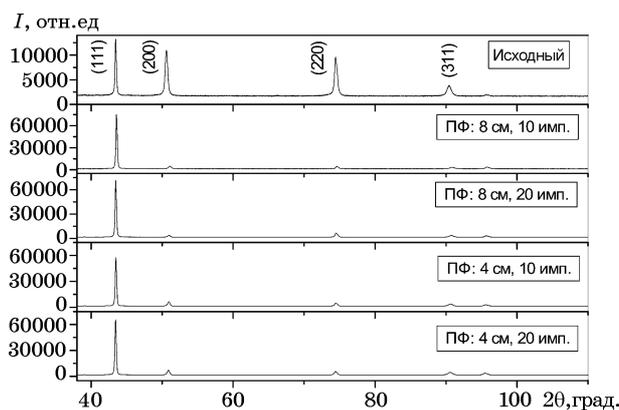
ле облучения в мягком режиме, полученные методом локального РСМА, представлены на фиг. 3 и в табл. 1. Для сравнения в табл. 1 приведен также марочный состав сплава. Анализ показал, что в облученном ПС концентрация элементов сплава близка к их содержанию в исходном состоянии (см. табл. 1). Однако в отличие от исходного состава сплава несколько снизилось содержание основных (Ni, Cr, Fe) и возросло содержание других (Nb, Al, Si, C и Cu) элементов. Ниобий и медь входили в состав анода и осаждались на поверхность облучаемого образца, испаряясь с анода установки ПФ пучком электронов при импульсных разрядах. Алюминий, кремний и углерод входили в состав функциональных материалов, расплылись и испарялись плазмой. Углерод мог также войти в состав рабочего газа как примесный элемент. На поверхности облученного спла-

ва при высоких температурах, достигаемых в моменты импульсных воздействий потоками ИГ и ГП, углерод взаимодействовал с элементами сплава, что, по-видимому, способствовало образованию в отдельных участках наблюдаемой тонкой пленки (см. фиг. 2).

Эффекты «загрязнения» участков поверхности углеродом с наличием следов в виде пятен с характерным размером порядка ~1 мкм (см. фиг. 1, б) и образованием тонкой пленки в виде ряби (см. фиг. 2, а) наблюдались как в мягком, так и жестком режимах облучения [21]. В тех локальных участках облученного ПС, где углерод, взаимодействуя с другими элементами поверхности, способствовал образованию пленки, она впоследствии (на стадии охлаждения) сжималась в виде ряби. Скорее всего, это было следствием более высокой, чем у сплава, температуры плавления материала пленки и различия коэффициентов термического расширения пленки и подложки.

В отличие от результатов работы [20], в которой после воздействия на сплав Инконель 718 потоков ИГ и ГП при оплавлении локальных участков поверхности вследствие флуктуации температуры наблюдали включения в виде сложных карбидов, содержащих ниобий, титан и другие элементы, в настоящей работе подобных включений после проведенных в ПФ экспериментов не обнаружено.

Рентгенофазовый анализ поверхностных слоев. На фиг. 4 представлены рентгеновские дифрактограммы образцов сплава Инконель 718 до и после облучения в установке ПФ. Исследования показали, что в исходном состоянии и после облучения структура образцов представляет собой однофазный твердый раствор на основе никеля с ГЦК решеткой. Поверхность образцов до облучения отличалась от стандартного отожженного образца незначительной текстурой, выраженной в формировании предпочтительной ориентации кристаллитов по плоскостям (220), проявившейся в увеличении интенсивности рефлекса (220). В результате облучения ориентация кристаллитов в поверхностном слое изменялась, наблюдалось упорядочение кристаллитов по плоскостям (111), что предположительно обусловлено преимущественно процессами, связанными с градиентом теплоотвода при кристаллизации оплавленного ПС. В металлах с ГЦК решеткой сколь-



Фиг. 4. Рентгеновские дифрактограммы образцов сплава Инконель 718 в исходном состоянии и после воздействия потоков ИГ и ГП в мягком (при расстоянии между образцом и анодом $L = 8$ см) и жестком ($L = 4$ см) режимах облучения

жение, как правило, идет по плоскостям (111) в направлении с наиболее плотной упаковкой $\langle 110 \rangle$ [2]. Возникновение в ПС образцов сплава после облучения текстуры $\langle 111 \rangle$ способствует наблюдаемому пластическому течению [21], а на отдельных участках и образованию «блочной» структуры (см. фиг. 1, а). Подобную картину наблюдали в медном сплаве Cu-10Ga-4Ni после воздействия на него импульсных потоков ионов дейтерия и дейтериевой плазмы в установке ПФ [26].

В табл. 2 представлены результаты измерения параметра решетки a в исходном и облученных образцах исследуемого сплава. Из таблицы видно, что в мягком режиме облучения (расстояние образца от анода $L = 8$ см) величина a несколько снижается по сравнению с исходным значением, а в жестком режиме обработки сплава ($L = 4$ см), наоборот, параметр a возрастает, причем более сильно с увеличением числа импульсов N . Такое изменение параметра решетки может быть вызвано одновременным воздействием нескольких факторов, влияющих на величину a . Уменьшение межплоскостных расстояний вблизи обрабатываемой поверхности может быть обусловлено действием остаточных

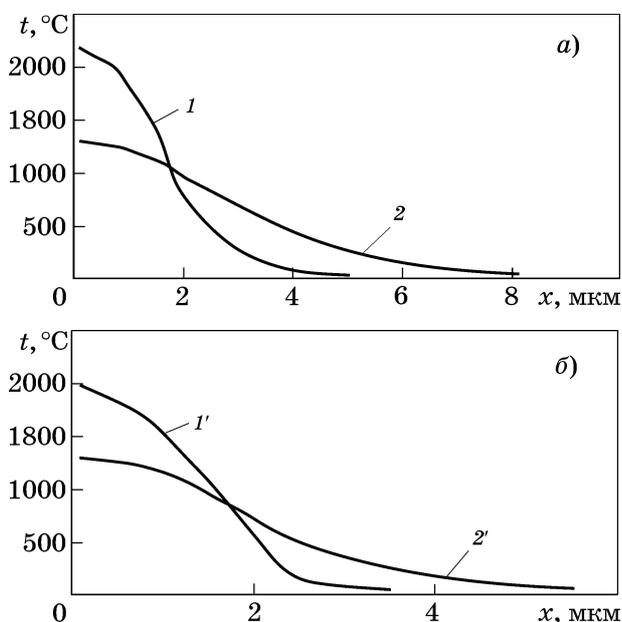
Таблица 2

Параметр решетки a , Å, твердого раствора в образцах сплава Инконель 718 до и после облучения

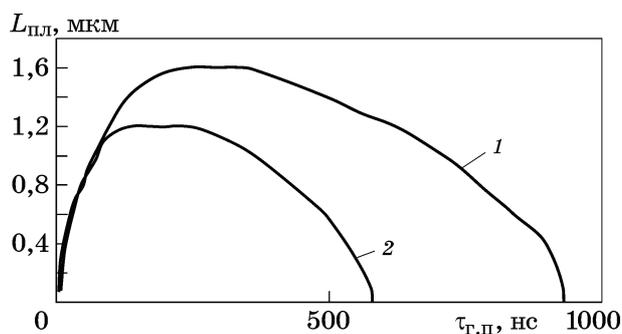
Исходный	Условия облучения в установке ПФ			
	8 см, 10 имп.	8 см, 20 имп.	4 см, 10 имп.	4 см, 20 имп.
3,600(7)	3,596(7)	3,600(3)	3,602(3)	3,605(6)

макронапряжений, вызванных импульсным плазменным воздействием [27], а также частичным испарением из ПС атомов примесных элементов, расположенных в междуузлиях решетки (кислород, углерод и др.). В то же время атомы рабочего газа, имплантированные в образцы сплава при облучении потоками ИГ и ГП и находящиеся в твердом растворе в позициях междуузлий, должны увеличивать период решетки. Конечный результат определяется соотношением этих факторов. В жестком режиме облучения, судя по возрастанию значений параметра a (см. табл. 2) и появлению в ПС блистеров с разрушенными оболочками (см. фиг. 1, в), с приближением образца-мишени к аноду ПФ процесс имплантации атомов гелия в сплав усиливался, и влияние этого фактора на величину параметра a становилось доминирующим.

Термические эффекты в поверхностном слое. На фиг. 5 представлено распределение температуры в ПС сплава Инконель 718 в направлении, нормальном к облучаемой поверхности. Расчет выполнен для двух моментов времени: в мягком режиме облучения кривая 1 соответствует времени $\tau_1 = 300$ нс (момент максимальной толщины расплавленного слоя), кривая 2 — времени $\tau_2 = 900$ нс



Фиг. 5. Распределение температуры в ПС сплава Инконель 718 при облучении в режиме: а — мягком ($q = 2 \cdot 10^8$ Вт/см², $\tau = 50$ нс); б — жестком ($q = 1,5 \cdot 10^9$ Вт/см², $\tau = 25$ нс); x — расстояние от поверхности; 1, 1' 2, 2' — см. в тексте



Фиг. 6. Динамика движения границы плавления $L_{пл}$ ПС сплава Инконель 718 для мягкого (1) и жесткого (2) режимов облучения

(момент окончания процесса кристаллизации — возврата границы плавления к поверхности мишени); в жестком режиме кривая 1' соответствует времени $\tau_1 = 200$ нс, а кривая 2' — времени $\tau_2 = 600$ нс. На фиг. 6 отражена динамика движения границы плавления ПС сплава для обоих режимов облучения.

Ударно-волновое воздействие. Расчеты показали, что в реализованных режимах облучения (мягком при $q = 2 \cdot 10^8$ Вт/см², $\tau = 50$ нс и жестком при $q = 1,5 \cdot 10^9$ Вт/см², $\tau = 25$ нс) в результате процесса испарения материала и образования вторичной плазмы на образцы-мишени из сплава Инконель 718 действовали ударные волны [28]. Оценка величины амплитуды давления ударной волны приведена в табл. 3, где T — максимальная температура вторичной плазмы мишени на стадии нагрева (t — то же, °С); L — расстояние от анода ПФ до образца-мишени; $P_{уд}$ — амплитуда давления ударной волны в конце действия ионного пучка; P_A — амплитуда давления ударной волны, рассчитанная по формуле $P_A = (q\rho d/\tau)^{1/2}$, предложенной в работе [26] (ρ — плотность материала; d — глубина пробега быстрых ионов гелия в сплаве Инконель 718, в нашем случае $d \approx 0,5$ мкм [29]).

Из табл. 3 видно, что величина давления ударной волны при жестком режиме облуче-

Таблица 3

Значения максимального давления ударной волны на образцы-мишени из сплава Инконель 718 при воздействии потоков ИГ и ГП

q , Вт/см ²	τ , нс	L , см	T , эВ	t , °С	$P_{уд}$	P_A
					ГПА	
$2 \cdot 10^8$	50	8	1,3	$1,3 \cdot 10^4$	0,3	0,4
$1,5 \cdot 10^9$	25	4	4,3	$4,3 \cdot 10^4$	1,4	1,5

Микротвердость ПС образца сплава Инконель 718 в исходном состоянии и после воздействия потоков ионов гелия и гелиевой плазмы в мягком ($L = 8$ см) и жестком ($L = 4$ см) режимах облучения

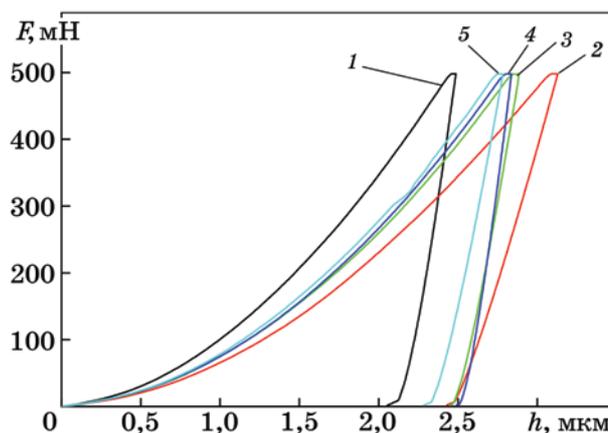
Показатель	Исходный	Условия облучения в установке ПФ				Без оплавления поверхности [20]
		8 см, 10 имп.	8 см, 20 имп.	4 см, 10 имп.	4 см, 20 имп.	
$HV_{0,05}$, МПа	3920	2620	2660	2720	2760	3310
h_{\max} , мкм*	2,47	3,18	2,99	2,83	2,90	—

*Максимальная глубина вдавливания индентора.

ния достигает значения предела прочности σ_v исследуемого сплава, полученного с помощью технологии селективного лазерного сплавления [16, 30] ($\sigma_v \approx 1400$ МПа), и несколько превышает его предел текучести ($\sigma_{0,2} \approx 1100$ —1240 МПа). В сочетании с термическими напряжениями, действующими в ПС на стадии охлаждения и затвердевания расплава [21, 26], многократные ударно-волновые воздействия на сплав способствовали протеканию наблюдаемых процессов пластической деформации (см. фиг. 1, а) и образованию поверхностных микротрещин (см. фиг. 1, б и 2, а).

Микротвердость сплава. Результаты измерений микротвердости ПС сплава ($HV_{0,05}$) в исходном и облученном состояниях приведены в табл. 4. Из таблицы видно, что многократное воздействие на сплав импульсных потоков ИГ и ГП приводит к снижению исходной величины $HV_{0,05}$ примерно на 30% в обоих режимах облучения, что заметно превышает степень снижения микротвердости в условиях облучения сплава без оплавления ПС при использовании в качестве рабочего газа ПФ дейтерия [20]. Отмеченное снижение микротвердости связано с термическим влиянием радиационных потоков, которые в моменты импульсных воздействий способствуют резким импульсным скачком температуры выше порога плавления. Последующие структурные изменения, связанные с кристаллизацией расплавленного ПС с высокой скоростью, приводят к наблюдаемому уменьшению значений $HV_{0,05}$ и снижению упрочнения материала, достигнутого в процессе его получения по аддитивной технологии методом селективного лазерного сплавления.

На фиг. 7 приведены типичные кривые индентирования сплава Инконель 718 после его облучения потоками ИГ и ГП в мягком и жестком режимах. Максимальная глубина вдавливания в сплав индентора $h_{\max} \approx 3$ мкм,



Фиг. 7. Типичные кривые индентирования образцов сплава Инконель 718 до (кр. 1) и после воздействия потоков ИГ и ГП в мягком ($q = 2 \cdot 10^8$ Вт/см², $\tau = 50$ нс, кр. 2 — $L = 8$ см, 10 имп.; кр. 3 — 8 см, 20 имп.) и жестком ($q = 1,5 \cdot 10^9$ Вт/см², $\tau = 25$ нс, кр. 4 — $L = 4$ см, 10 имп.; кр. 5 — 4 см, 20 имп.) режимах облучения в установке ПФ

в то время как по расчетам получена наибольшая толщина оплавленного ПС примерно в два раза меньше ($L_{\text{пл}} = 1,6$ мкм [21]). Другими словами, глубина индентирования охватывала как переплавленный излучением ПС, так и находящийся под ним в зоне термического влияния, но не плавившийся приповерхностный слой. Характер кривых нагрузка—разгрузка (см. фиг. 7) указывает на близость упругих свойств отмеченных слоев для обоих режимов облучения.

Выводы. 1. Проведенное исследование воздействия импульсных потоков ионов гелия (ИГ) и гелиевой плазмы (ГП) на сплав Инконель 718, приготовленный по аддитивной технологии методом селективного лазерного сплавления с последующей термической обработкой, позволило определить основные структурные изменения в облученном поверхностном слое (ПС) для двух режимов облучения: мягкого (плотность мощности излучения $q = 2 \cdot 10^8$ Вт/см² при длительности

импульса $\tau = 50$ нс) и жесткого ($q = 1,5 \cdot 10^9$ Вт/см², $\tau = 25$ нс).

2. Установлено, что в исходном состоянии и после облучения структура исследуемого сплава представляет собой однофазный твердый раствор на основе никеля с ГЦК решеткой.

3. Воздействие на сплав импульсных потоков ИГ и ГП приводит к изменению исходной текстуры в направлении (220) на текстуру (111), определяемую условиями теплоотвода при направленной кристаллизации расплавленного ПС в сторону возрастания температуры. Указанное изменение текстуры способствовало протеканию наблюдаемого в облученном ПС процесса пластической деформации (а на отдельных участках и образованию «блочной» структуры), при которой в металлах с ГЦК решеткой под действием приложенных термических напряжений скольжение идет преимущественно по плоскостям (111).

4. Отмечено влияние режима облучения исследуемого сплава на параметр его кристаллической решетки. В мягком режиме воздействия потоков ИГ и ГП параметр решетки a снижается по сравнению с исходным значением, что может быть связано с действием остаточных макронапряжений, создаваемых импульсным пучково-плазменным воздействием на материал, а также с испарением из ПС атомов примесных элементов, расположенных в междоузлиях решетки. В жестком режиме облучения наблюдается противоположный эффект: параметр a возрастает, что обусловлено доминирующим влиянием механизма имплантации в сплав ионов гелия, способствующих увеличению a .

5. Показано, что наблюдаемые структурные изменения в ПС сплава, генерируемые мощным импульсным облучением, приводят к уменьшению микротвердости и разупрочнению переплавленного слоя.

6. Методом численного моделирования оценена роль термических и ударно-волновых воздействий в процессах пластической деформации и в структурных изменениях ПС в реализованных условиях облучения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Грибков, А.А. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов / В.А. Грибков, Ф.И. Григорьев, Б.А. Калинин, В.Л. Якушин. — М. : Изд-во «Круглый год», 2001. 528 с.
2. Бондаренко, Г.Г. Радиационная физика, структура и прочность твердых тел / Г.Г. Бондаренко. — М. : Изд-во Лаборатория знаний, 2016. 462 с.
3. Wang, W. Blister formation of tungsten due to ion bombardment / W. Wang, J. Roth, S. Lindig, C. Wu // J. Nucl. Mater. 2001. V.299. №2. P.124—131.
4. Saw, S. Damage study of irradiated tungsten using fast focus mode of a 2.2 kJ plasma focus / S. Saw, V. Damideh, J. Ali, R. Rawat, P. Lee, S. Lee // Vacuum. 2017. V.144. P.14—20.
5. Raju, J. On the effects of different regimes of plasma pulses affecting the material due to their succession / J. Raju, T. Laas, J. Priimets, V. Berit, V. Shirokova, K. Laas // Nuclear Materials and Energy. 2019. V.18. P.312—320.
6. Позняк, И.М. Эрозия металлов при воздействии интенсивных потоков плазмы / И.М. Позняк, Н.С. Климов, В.Л. Подковыров, В.М. Сафронов, А.М. Житлухин, Д.В. Коваленко // ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез. 2012. Вып.4. С.23—33.
7. Чаус, А.С. Формирование структуры быстрорежущей стали при лазерном оплавлении поверхности / А.С. Чаус, А.В. Максименко, Н.Н. Федосенко, Л. Чаплович, В.Н. Мышкова // ФММ. 2019. Т.120. №3. С.291—300.
8. Грибков, В.А. Особенности разрушения металлов при импульсном лазерном и пучково-плазменном воздействии в материаловедческих экспериментах / В.А. Грибков, С.В. Латышев, В.Н. Пименов, С.А. Масляев, Е.В. Демина, А.С. Демин, Е.В. Морозов, Н.А. Епифанов, Е.Е. Казилин, И.П. Сасиновская // Перспективные материалы. 2020. №10. С.34—47.
9. Зленко, М.А. Аддитивные технологии в машиностроении / М.А. Зленко, А.А. Попович, И.Н. Мутьлина. — СПб. : Изд. политехнич. ун-та. 2013. 222 с.
10. Thompson, Sc.M. An overview of direct laser deposition for additive manufacturing. Pt.I. Transport phenomena, modeling and diagnostics / Sc.M. Thompson, L. Bian, N. Shamsaei, A. Yadollahi // Additive Manufacturing. 2015. V.8. P.36—62.
11. Shamsaei, N. An overview of direct laser deposition for additive manufacturing. Pt.II. Mechanical behavior, process parameter optimization and control / N. Shamsaei, A. Yadollahi, L. Bian, S. M. Thompson // Additive Manufacturing. 2015. V.8. P.12—35.
12. DebRoy, T. Additive manufacturing of metallic components — process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee // Progress in Mater. Sci. 2018. V.92. P.112—224.
13. Ngo, T.D. Additive manufacturing (3D printing) : A review of materials, methods, applications and challenges / T.D. Ngo, A. Kashani, G. Imbalzano, K.T. Nguyen // Composites. Pt.B : Engineering. 2018. №143. P.172—196.
14. Фридляндер, И.Н. Машиностроение : энциклопедия / И.Н. Фридляндер, О.Г. Сенаторова, О.Е. Осинцев. — М. : Машиностроение, 2001. Т.П-3. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы / под общ. ред. И.Н. Фридляндера. 880 с.
15. Каблов, Е.Н. Жаропрочность никелевых сплавов / Е.Н. Каблов, Е.Р. Голубовский. — М. : Машиностроение, 1998. 463 с.
16. Бабенцова, Л.П. Механические свойства сплава In718 при статическом и циклическом деформировании / Л.П. Бабенцова, И.В. Анциферова // Современные наукоемкие технологии. 2019. №6. С.14—19.

17. Грязнов, М.Ю. Физико-механические свойства и структура Inconel 718, полученного по технологии послойного лазерного сплавления / М.Ю. Грязнов, С.В. Шотин, В.Н. Чувильдеев // Вестн. Нижегородского ун-та им. Н.И. Лобачевского. 2014. №4 (1). С.46—51.
18. Рашковец, М.В. Исследование фазового состава никелевого сплава Inconel 718, полученного аддитивной технологией / М.В. Рашковец, А.А. Никулина, О.Г. Климова-Корсмик, К.Д. Бабкин, О.Э. Матц, М. Маццаризи // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2020. Т.22. №3. С.69—81.
19. Рашковец, М.В. Влияние термической обработки на структурно-фазовое состояние и ударную вязкость никелевого сплава Inconel 718 при аддитивном производстве / М.В. Рашковец, Н.Г. Кислов, А.А. Никулина, О.Г. Климова-Корсмик // Фотоника. 2021. Т.15. №7. С.568—575.
20. Боровицкая, И.В. Воздействие импульсных потоков ионов гелия и гелиевой плазмы на сплав Инконель 718 / И.В. Боровицкая, В.А. Грибков, К.В. Григорович, А.С. Демин, С.А. Масляев, Е.В. Морозов, В.Н. Пименов, Г.С. Спрыгин, А.Б. Цепелев, М.С. Гусаков, И.А. Логачев, Г.Г. Бондаренко, А.И. Гайдар // Металлы. 2018. № 5. С.39—47. — (Borovitskaya, I.V. Effect of Pulsed Helium Ion Fluxes and Helium Plasma on the Inconel 718 Alloy / I.V. Borovitskaya, V.A. Gribkov, K.V. Grigorovich, A.S. Demin, S.A. Maslyayev, E.V. Morozov, V.N. Pimenov, G.S. Sprygin, A.B. Zepeliev, M.S. Gusakov, I.A. Logachev, G.G. Bondarenko, A.I. Gaidar // Russian Metallurgy (Metally). 2018. №9. P.826—834. DOI : 10.1134/S0036029518090057.)
21. Боровицкая, И.В. Повреждаемость поверхностного слоя сплава Инконель 718 импульсными пучково-плазменными потоками / И.В. Боровицкая, А.С. Демин, С.В. Латышев, С.А. Масляев, И.С. Монахов, Е.В. Морозов, В.Н. Пименов, И.П. Сасиновская, Г.Г. Бондаренко, А.И. Гайдар // ФХОМ. 2023. №2. С. 5—17.
22. ГОСТ 8.904—2015 (ISO 14577-2:2015). Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. — М. : Стандартинформ, 2016.
23. ГОСТ Р ИСО 6507-1—2007 Металлы и сплавы. Измерение твердости по Виккерсу. Ч.1. Метод измерения. — М. : Стандартинформ, 2008.
24. Масляев, С.А. Тепловые эффекты при импульсном облучении материалов в установке Плазменный фокус / С.А. Масляев // Перспективные материалы. 2007. №5. С.47—55.
25. Грибков, В.А. Численное моделирование взаимодействия импульсных потоков энергии с материалом в установках Плазменный фокус / В.А. Грибков, С.В. Латышев, С.А. Масляев, В.Н. Пименов // ФХОМ. 2011. №6. С.16—22.
26. Боровицкая, И.В. Влияние облучения высокотемпературной импульсной дейтериевой плазмой на структуру и механические свойства поверхности сплавов систем Cu-Ga и Cu-Ga- Ni / И.В. Боровицкая, В.Н. Пименов, С.А. Масляев, А.Б. Михайлова, Г.Г. Бондаренко, Е.В. Матвеев, А.И. Гайдар, М. Падух, А.С. Демин, Н.А. Епифанов, Е.В. Морозов // Металлы. 2022. №1. С.55—64. — (Borovitskaya, I.V. Effect of High-Temperature Pulsed Deuterium Plasma on the Structure and Mechanical Properties of the Surface of Cu-Ga and Cu-Ga-Ni Alloys / I.V. Borovitskaya, V.N. Pimenov, S.A. Maslyayev, A.B. Mikhailova, G.G. Bondarenko, E.V. Matveev, A.I. Gaidar, M. Padukh, A.S. Demin, N.A. Epifanov, E.V. Morozov // Russian Metallurgy (Metally). 2022. №1. P.48—56. DOI : 10.1134/S0036029522010050.)
27. Перлович, Ю.А. Изменение структуры и текстуры в объеме оболочечных труб из сплавов на основе циркония при ионно-плазменной обработке поверхности / Ю.А. Перлович, М.М. Грехов, М.Г. Исаенкова, В.А. Фесенкоф, Б.А. Калинин, В.Л. Якушин // Вопр. атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. 2004. Т.85. №3. С.59—65.
28. Латышев, С.В. Генерация ударных волн в материаловедческих экспериментах на установках плазменный фокус / С.В. Латышев, В.А. Грибков, С.А. Масляев, В.Н. Пименов, М. Падух, Э. Желиньска // Перспективные материалы. 2014. №8. С.5—10.
29. Физические величины : справочник / под ред. И.С. Григорьевой, Е.З. Мейлихова. — М. : Энергоатомиздат, 1991. 1232 с.
30. Педаш, А.А. Структура и свойства образцов из сплава Inconel 718, полученных по технологии селективного лазерного плавления / А.А. Педаш, Н.А. Лысенко, В.В. Клочихин, В.Г. Шило // Авиационно-космическая техника и технология. 2017. Т.143. №8. С.46—54.