

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ИМПУЛЬСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ПУЧКОВ ЧАСТИЦ

А. Д. Погребняк*, О. П. Кульментьева**

*Сумский институт модификации поверхности

**Сумский государственный университет

Украина

Поступила в редакцию 05.03.2003

Обобщены результаты комплексных исследований морфологии поверхности, микроструктуры и физико-механических свойств различных металлов и сплавов, модифицированных импульсными пучками частиц (мощными ионными пучками и низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками). Выявлены основные механизмы, ответственные за формирующийся рельеф поверхности, изменение элементного и фазового состава поверхностных слоев и трансформацию дефектной структуры в глубине материалов, обработанных концентрированными потоками энергии.

ВВЕДЕНИЕ

В 70-80-тые годы прошлого столетия наряду с традиционными методами упрочняющего объемного воздействия на металлические материалы, такими как термомеханическая обработка, закалка и ударно-волновое нагружение, появилась возможность проводить поверхностную обработку концентрированными потоками энергии (от 10^3 до 10^8 Вт/см²) [1 – 4]. К последним относятся электронные и ионные пучки, лазерное излучение и потоки плазмы. При обработке концентрированными потоками энергии одновременно осуществляются радиационное, тепловое и ударно-механическое воздействия. Развивающиеся при этом процессы перестройки структуры происходят в условиях, далеких от термодинамически равновесных, и позволяют получать поверхностные слои с уникальным комплексом физико-механических свойств.

Наиболее полно изученной к настоящему времени является лазерная обработка. Применение лазерного излучения для улучшения эксплуатационных свойств материалов хорошо отражено в монографиях и даже справочниках, например, в работах [2, 4 – 8]. Работа [9] представляет собой атлас структур различных видов стали, подвергнутых лазерному нагреву. Описанию воздействий непрерывных и импульсных электронных и ионных пучков посвящены разрозненные исследования, проведенные на полупроводниках [7, 10] или отдельных металлах и сплавах [2, 4, 7, 11 – 27]. По сравнению с лазерным излучением обработка электронными и ионными пучками имеет ряд преимуществ. К последним относятся значительно больший коэффициент полезного действия (до 50 %), меньшая стоимость получения единицы энергии, возможность обработки больших площадей (до 10^3 см²), а также высокая степень поглощения подводи-

мой энергии всеми материалами. В настоящем обзоре представлены результаты исследований структурно-фазовых превращений в металлических материалах в результате обработки сильноточными электронными пучками и мощными ионными пучками. Отметим лишь два момента: 1) в настоящей работе мы будем рассматривать только импульсные пучки, 2) ионная имплантация и лазерная обработка остается за рамками данной работы.

Анализ многочисленных отечественных и зарубежных публикаций показал, что при обработке электронными и ионными пучками твердых тел с целью их модификации применяются:

– низкоэнергетические (до десятков кэВ) сильноточные электронные пучки с плотностью тока до нескольких кА/см²;

– высокоэнергетические (несколько МэВ) импульсные сильноточные электронные пучки с длительностью импульса $10^{-8} \div 10^{-6}$ с и плотностью потока энергии до сотен Дж/см² на импульс;

– мощные ионные пучки (сотни кэВ наносекундной и микросекундной длительности) с плотностью потока энергии от 1 до 100 Дж·см⁻²·имп⁻¹.

Среди последних наиболее эффективными оказались пучки легких ионов (протонов, углерода, азота, бора, кислорода, их смеси и комбинации), так как, с одной стороны, по сравнению с тяжелыми ионами их легче получить, а, с другой стороны, они имеют существенно большие пробеги в мишени.

Как электронные, так и ионные пучки способны создать в приповерхностных слоях металлов сверхбыстрый нагрев и сверхскоростное охлаждение ($\Delta T/\Delta t \sim 10^8 \div 10^{11}$ К/с) [4]. Градиент температур при этом на поверхности и в приповерхностных слоях мишени может составлять 10^9 К/м [4]. При минимальном теплоотводе это приводит к

уникальным изменениям структуры и свойств обрабатываемых материалов. Так, например, с помощью созданной в Японии технологии IBE (Ion Beam Evaporation) можно производить тонкие пленки со специальными свойствами, включая многослойные пленки из высокотемпературных сверхпроводящих (ВТСП) материалов, которые используются для изготовления микросистем в электронной и оптической промышленности [15, 28]. Кроме того, технология IBE дает возможность получать также толстые пленки (в том числе из тугоплавких металлов), формировать аморфные и кристаллические слои с заданной структурой, напылять керамические материалы на металлы, осуществлять синтез наноразмерных ультрадисперсных порошков, реализовать новый способ получения алмазоподобных покрытий [15, 29, 30]. Одним из ярких применений этой технологии является нанесение тонких пленок на поверхности имплантантов – медицинских вживляемых креплений с алюминием, в частности, гидроксипатита, который является основной неорганической компонентой в кости человека и животных.

Таким образом, в настоящем обзоре мы ставили перед собой следующие задачи: во-первых, отразить современное состояние технологий модификации твердых тел с помощью импульсных пучков частиц (электронов и ионов); во-вторых, описать закономерности образования модифицированных слоев; в-третьих, проанализировать изменения свойств, приобретаемых материалами в результате использования этих технологий. Будем рассматривать закономерности формирования рельефа, дефектной структуры и фазового состава в зоне теплового влияния и в глубине образцов.

Электронный пучок обладает большой удельной мощностью (отношением мощности пучка к площади его сечения в фокусе), благодаря чему нагревание происходит очень быстро и в строго определенном месте. Воздействие высокоэнергетических электронных пучков приводит к локальному высокоскоростному нагреву образца и его расплавлению. Этот вид пучков (остросфокусированный электронный пучок) применяется при электронно-лучевой резке металлов и сплавов, и имеет преимущества по сравнению с традиционными способами резки (механической, абразивной, ацетилено-кислородной, электроэрозивной, дуговой и др.) по скорости резки, ширине реза, шероховатости поверхности реза, глубине области термического влияния [2, 6, 15, 31]. С точки зрения формирующейся структуры этот

вид обработки подобен обработке лазерным лучом, работающем в режиме так называемого “кинжального проплавления” [2]. В результате термического влияния пучка у кромок резов образуется так называемая зона термического влияния (ЗТВ), состоящая из слоя оплавленного металла, и расположенного за ним слоя металла со структурными и фазовыми превращениями. Исследования показали, что ЗТВ на кромках реза при электронно-лучевой резке деталей из стали 45 состоит из двух слоев. Непосредственно у поверхности расположен так называемый “белый слой” толщиной от 10 до 60 мкм. Микротвердость его значительно (в 3 раза) превышает исходную, что указывает на его мартенситную структуру. Под белым слоем находится переходный слой, претерпевший структурные изменения. Толщина этого слоя порядка $30 \div 50$ мкм, а микротвердость в нем хотя и выше микротвердости исходной структуры, однако значительно уступает величине микротвердости белого слоя. Переходный слой имеет структуру, состоящую из феррита и мартенсита, и соответствует структуре доэвтектоидных сталей при неполной закалке. За переходным слоем материал имеет феррито-перлитную структуру, характерную для исходного состояния.

С помощью расфокусированных низкоэнергетичных сильноточных электронных пучков (НСЭП) и мощных ионных пучков (МИП) проводят модифицирующую обработку поверхности. Анализ литературных данных показал, что обработку электронными и ионными пучками производят по двум основным направлениям, включающим процессы, которые протекают в материале в твердом состоянии, и процессы, протекающие при расплавлении тонкого поверхностного слоя. В последнем случае открываются более широкие возможности, поскольку в расплавленный металл можно вводить растворимые или нерастворимые добавки.

При воздействии НСЭП и МИП на поверхность твердых тел определяющими факторами, влияющими на морфологию поверхности и на динамику структурно-фазовых превращений, происходящих в поверхностных слоях, являются пространственно-временное распределение мощности энерговыделения: плотность внесенной энергии, длительность воздействия, нагрев, плавление, испарение, абляция [15, 32, 33], термические напряжения и ударная волна [34 – 39]. Такие воздействия ведут, в частности, к перераспределению элементов сплавов на значительной глубине и к аномальному массопереносу

в зоне кристаллизации. Рассмотрим последовательно влияние ионных и электронных пучков на формирование поверхностного рельефа, а также их влияние на процессы структурных и фазовых превращений, протекающих в приповерхностных слоях, в зоне теплового влияния высоких температур, в примыкающей к ним переходной зоне и в глубине металлов и сплавов.

МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ И ЕЕ ВЗАИМОСВЯЗЬ С НЕКОТОРЫМИ СВОЙСТВАМИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ПУЧКОВ ЗАРЯЖЕННЫХ ЧАСТИЦ

Как известно, поверхность определяет многие свойства твердых тел – от декоративных до прочностных. Велико значение структуры и свойств поверхности и приповерхностных слоев твердых тел для техники. Так, например, электрические свойства полупроводников зависят от состава и

понятно, что технологические процессы, позволяющие регулировать или перестраивать поверхностные слои, имеют большое будущее. Вместе с тем необходимо постоянное исследование новых материалов и новых явлений, протекающих при поверхностной обработке пучками заряженных частиц. Обзор литературы за последние 25 лет позволяет провести систематизацию исследований физико-химического состояния поверхностных слоев материалов, подвергнутых облучению импульсными ионными и электронными пучками.

При обработке поверхности электронными и ионными пучками имеют место морфологические изменения и изменения ее элементного состава. На рис. 1 приведены микрофотографии поверхности стали Р6М5 после МИП-обработки с энергией 300 кэВ и плотностью тока $> 100 \text{ А/см}^2$. Видно, что поверхность неоднородна, имеет развитый рельеф, на котором отчетливо про-

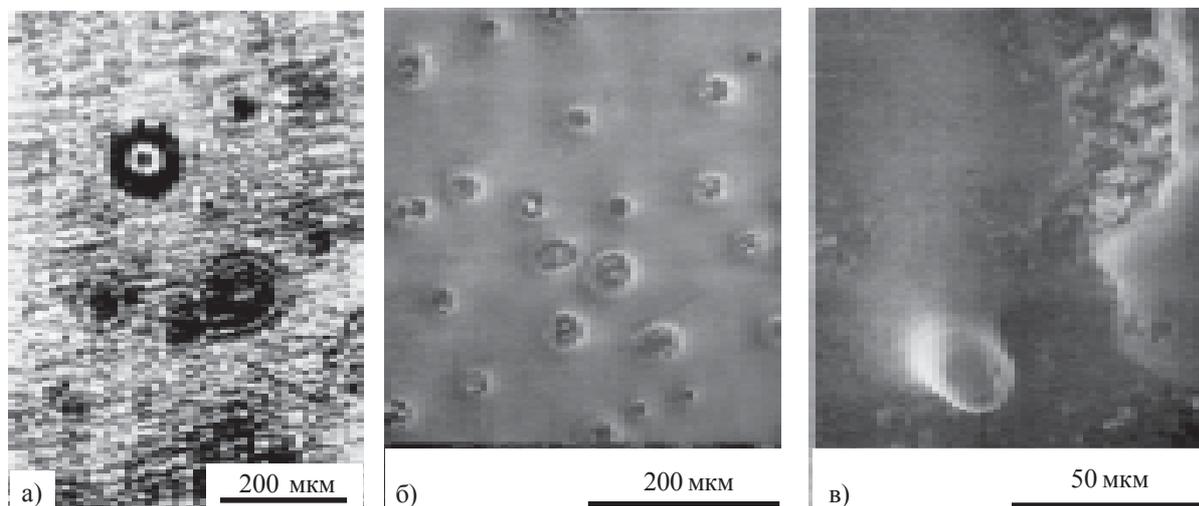


Рис. 1. Микроснимки поверхности стали Р6М5, после МИП-обработки с энергией 300 кэВ и плотностью тока $> 100 \text{ А/см}^2$: а) – металлография, б), в) – растровая электронная микроскопия.

структуры поверхностного слоя толщиной до 1 мкм, а у металлов и сплавов морфология, фазовый состав и дислокационная структура поверхностных слоев определяют износостойкость и коррозионную стойкость, предел выносливости и жаростойкость, сопротивление солевой коррозии и пылевой эрозии металлов и сплавов. Поэтому

считаются концентрические следы от ионного пучка и кратеры (рис. 1а, б), выплески металла и области кристаллизации с мелкими зернами (рис. 1в).

На рис. 2 показана морфология поверхности титановых сплавов, имеющих следующий химический состав (масс. %): ВТ9 (Ti – 86%,

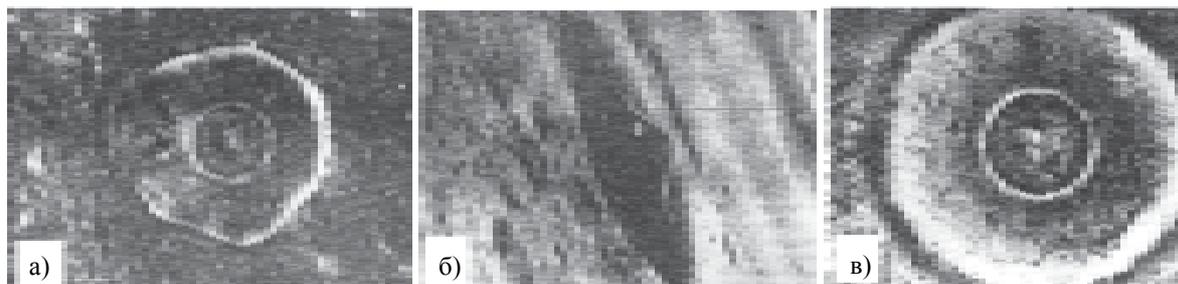


Рис. 2. Топография поверхности образцов из сплавов ВТ9 (а), ВТ8М (б) и ВТ18У (в) после облучения мощным ионным пучком ($E = 300 \text{ кэВ}$; $j = 100 \div 120 \text{ А/см}^2$; $n = 1 \text{ имп.}$) [40].

Zr – 2,5%, Mo – 3,8%, Al – 7,0 %, Fe – 0,25%, O – 0,15%, Si – 0,35%, C – 0,1%, H – 0,015%), VT8M (Ti – 90%, Mo – 3,7%, Al – 5,9%, Fe – 0,18%, O – 0,15 %, Si – 0,28%, C – 0,1%, H – 0,015%), VT18У (Ti – 80%, Zr – 4,5%, Mo – 3,4%, Al – 7,3%, Fe – 0,20%, O – 0,14%, Sn – 3,0%, Nb – 1,5%, Si – 0,25%, C – 0,1%, H – 0,015%) [40]. Облучение МИП, состоящем на 70% из ионов углерода и на 30% из ионов водорода, проводили на технологическом ускорителе “Темп” при следующих режимах: энергия ионов $E = 300$ кэВ, длительность импульса $\tau = 50$ нс, частота следования импульсов $f = 0,4$ Гц. Варьировали плотность тока ($j = 40 \div 180$ А/см²) и число импульсов ($n = 1 \div 10$). На приведенных снимках поверхности также наблюдаются кратеры различной формы и глубины (рис. 2а, в) и выплески материала (рис. 2б) [40].

На рис. 3 показана поверхность монокристалла высокочистого алюминия (99,999%), после обработки МИП с плотностью тока $100 \div 150$ А/см² в течение 80 нс одним импульсом. Эксперименты проводились на специально приготовленной гладкой поверхности (рис. 3а, б) и на поверхности с предварительно нанесенной на нее царапиной

ление, кипение, разлет части материала с поверхности, а затем быстрая кристаллизация и “замораживание” структур после прекращения ионно-лучевого воздействия. Причем быстрое плавление и разлет материала наблюдается как на полированной поверхности, так и на краях царапины.

В работе [41] приведены данные по изучению морфологии поверхности многослойной системы Al/Ni/Fe до и после обработки ионным пучком. Алюминий и никель последовательно испарялись в вакууме (при остаточном давлении $\sim 2 \cdot 10^{-4}$ Па) с помощью электронно-лучевой пушки и осаждались в виде пленок на железную подложку, подогретую до 150 °С для обеспечения лучшей адгезии. Подготовленные таким образом образцы были облучены интенсивным импульсным протонным пучком на установке ЭТИГО-II. Параметры пучка в эксперименте были следующие: энергия пучка ~ 1 МэВ; продолжительность импульса ~ 70 нс; плотность энергии ~ 50 Дж/см²; плотность тока ~ 10 кА/см².

На рис. 4 показано изменение морфологии поверхности многослойной системы Al/Ni/Fe до

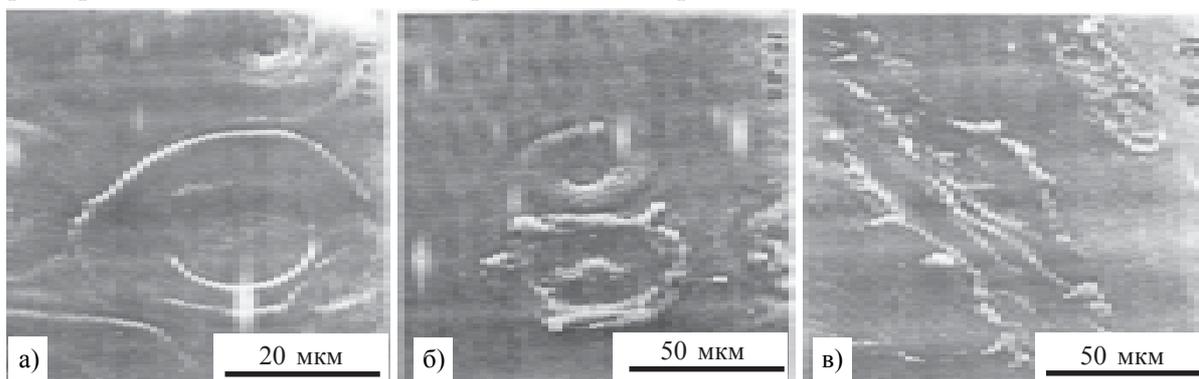


Рис.3. Морфология поверхности монокристалла алюминия после обработки МИП с плотностью тока $100 \div 150$ А/см², 1 имп.: а), б) – полированная поверхность; в) – поверхность с предварительно нанесенной царапиной.

(рис. 3в). Средний размер кратеров в этом случае составляет $30 \div 50$ мкм. Характер рельефа свидетельствует о том, что в зоне действия ионного пучка происходит нагрев материала, его плав-

и после обработки [41]. Из рис. 4 видно, что поверхность после МИП-обработки имеет мелкозернистый рельеф с явно выраженными выступами и впадинами (рис. 4б). Такой вид рельефа

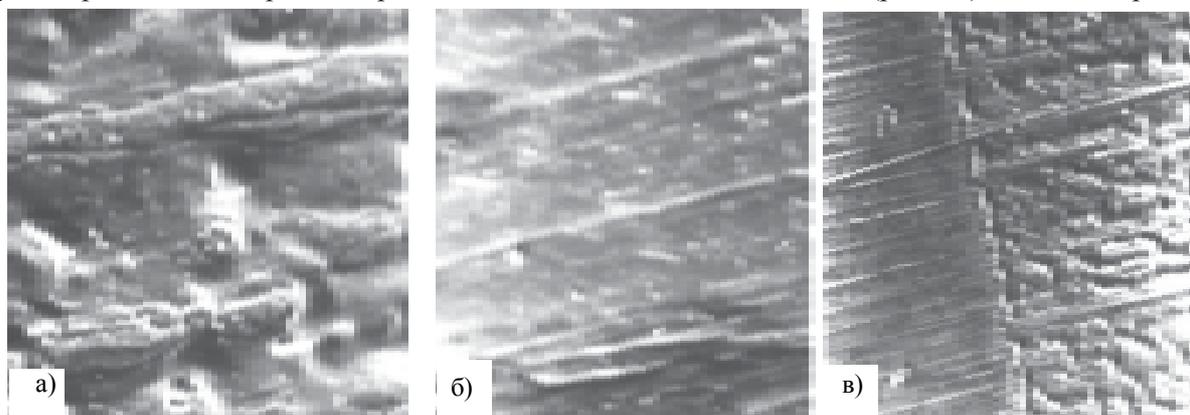


Рис. 4. Морфология поверхности многослойной системы Al/Ni/Fe [41]: а) – необработанная; б) – обработанная МИП; в) – граница зоны обработки

свидетельствует о том, что на поверхности имеются участки с явными признаками быстрого плавления и затвердевания, что может указывать на большие градиенты температур и давлений в зоне обработки. Адгезия между подложкой и пленками была хорошей, поэтому рельеф исходной подложки доминирует как на необработанных, так и на обработанных образцах. Можно также видеть, что на поверхности не имеется никаких кратеров. По характеру рельефа можно предположить, что в процессе МИП обработки происходило интенсивное кипение, в результате которого часть материала была удалена с поверхности (т.е. могли иметь место процессы испарения и абляции на локальных участках). Кроме того, следует отметить, что зерна имеют достаточно гладкие грани, а это означает, что трибологические свойства поверхности после обработки улучшились.

В работе [42] приведены данные экспериментального изучения состояния поверхностного слоя металлических мишеней после воздействия МИП. Объектами исследования служили поликристаллический никель, моно- и поликристаллы молибдена, сплавы Mo – Re (Mo + 47 вес. % Re) и ТСМ-7 (Mo + 0,3 % Ta + 0,1 % Fe + 0,001% С (вес. %)). Облучение проводили на технологическом ускорителе “Темп” со следующими параметрами: энергия ионов $E = 250$ кэВ, длительность импульса $\tau = 50$ нс, плотность ионного тока $j = 50$ А/см² и $j = 250$ А/см². Пучок, состоявший из ионов углерода (70 %) и протонов (30%), имел эллиптическую форму с переменным сечением (площадь поперечного сечения от 10 до 200 см²). В [42] показано, что в результате воздействия мощным ионным пучком в металлическом материале образуются микронеоднородности в виде кратеров. Этот наиболее характерный элемент рельефа поверхности всех исследованных образцов, подвергнутых облучению МИП, показан на рис. 5. Кроме того, на поверхности

были обнаружены следы сдвига, эффекты зернограничного проскальзывания и подплавления границ зерен. Аналогичные особенности поверхностного рельефа были обнаружены и в ванадиевых сплавах [43]. Следует отметить, что образование кратеров после МИП-обработки наблюдалось и на гетерофазных материалах в работах [40, 44].

Приведенные экспериментальные данные наглядно показывают, что мощные ионные пучки коренным образом изменяют рельеф поверхности (и в первую очередь, ее шероховатость), что, в свою очередь, является причиной изменения трибологических характеристик материалов. Величина шероховатости поверхности определяется наличием или отсутствием кратеров, пространственное распределение, размеры и плотность которых зависят от величины ионного тока и числа импульсов МИП-обработки.

Формирование кратеров происходит при удельной мощности ионного пучка выше некоторой критической, достаточной для плавления поверхностного слоя мишени. Так, для титановых сплавов эта величина составляет $> 2 \cdot 10^7$ Вт/см² [45]. Появляющиеся на поверхности кратеры имели глубину порядка $1,5 \div 2$ мкм, а их плотность по поверхности и размер зависели как от плотности тока J , так и числа импульсов. На примере поликристаллического Ni, монокристаллов Mo и сплава ТСМ-7 в [42,46] было показано, что при малых плотностях тока в пучке $J = 50$ А/см² после МИП-облучения появляются кратеры только малого и среднего размера $0,1 \div 8$ мкм, а при $J = 200$ А/см² наряду с кратерами малых и средних размеров присутствуют кратеры, имеющие диаметр до 30 мкм. Авторы работ [39, 44] объяснили образование кратеров тем, что, с одной стороны, имеющиеся в материале неоднородности фазового состава мишени инициируют существенные для кратерообразования процессы локального плавления и испарения поверхности, а с другой стороны, наличие

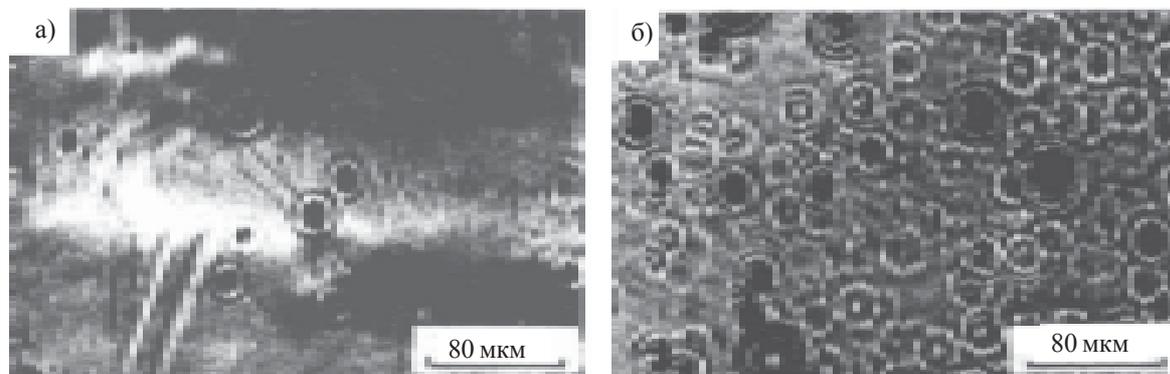


Рис. 5. Морфология поверхности и форма кратеров после воздействия МИП с плотностью тока ионного пучка $j = 200$ А/см² [42]: а) – Ni, 1 имп., б) – Mo-Re, 10 имп.

неоднородностей плотности пучка ионов в импульсе, в том числе вследствие его расслоения (“филоментации”), также стимулируют этот процесс. Кроме того, возможно преимущественное протекание тока по пикам шероховатости поверхности.

В [42] подробно исследовалась морфология кратеров, их плотность в зависимости от ионного тока и расположение по отношению к падающему пучку. Так, например, было показано, что в поликристаллическом никеле, сплаве ТСМ-7 и монокристаллическом молибдене размер кратеров и их форма существенно отличаются друг от друга. Были обнаружены яркие кратеры с четким контрастом и многочисленные “замытые” кратеры с гораздо более слабым контрастом. Причем, кратеры имели различную форму – круглые одно- и многокольцевые, круглые с вогнутостью и выпуклостью в центре, а также крупные кратеры, имеющие четко выраженную огранку.

Авторы [42] провели специальный (качественный и количественный) анализ больших площадей облученных поверхностей и показали, что на одних и тех же образцах наблюдаются, во-первых, области с мелкими ($d \sim 0,1 \div 2$ мкм) кратерами, плотность которых достигает $\rho_k = 5 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$; во-вторых, области с мелкими и средними ($d \sim 3 \div 10$ мкм) кратерами при их плотности $\rho_k = 10^5 \text{ см}^{-2}$; и в-третьих, области с преимущественно крупными ($d > 10$ мкм) кратерами невысокой плотности $\rho_k = 10^3 - 10^4 \text{ см}^{-2}$. На рис.6 приведены количественные характеристики кратеров от величины тока для никеля [42]. Из рисунка видно, что при низких ($j = 50 \text{ А/см}^2$) плотностях тока в пучке на поверхности обнаруживаются только кратеры малого размера (рис. 6а), тогда как при высокой плотности тока доля кратеров большого размера становится весьма значительной (рис. 6б).

В [43] были получены количественные зависимости размера кратеров от числа импульсов и для ванадиевого сплава $V - 0,45\% \text{ Zr} - 0,2\% \text{ C}$ (ат.%). Показано, что размеры и плотность кратеров, а также их пространственное распределение зависят от числа импульсов следующим образом. Как после одного импульса, так и после 10 импульсов плотность кратеров определяется расстоянием от центра пучка. После одного импульса плотность кратеров монотонно убывает от $\rho_k = 10^7 \text{ см}^{-2}$ на периферии зоны воздействия пучка диаметром 20 мм до $\rho_k = 3 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$ в центре. При этом средний размер кратеров увеличивается с 3 до 20 мкм. После 10 импульсов в периферийной зоне (на расстоянии $10 \div 15$ мкм

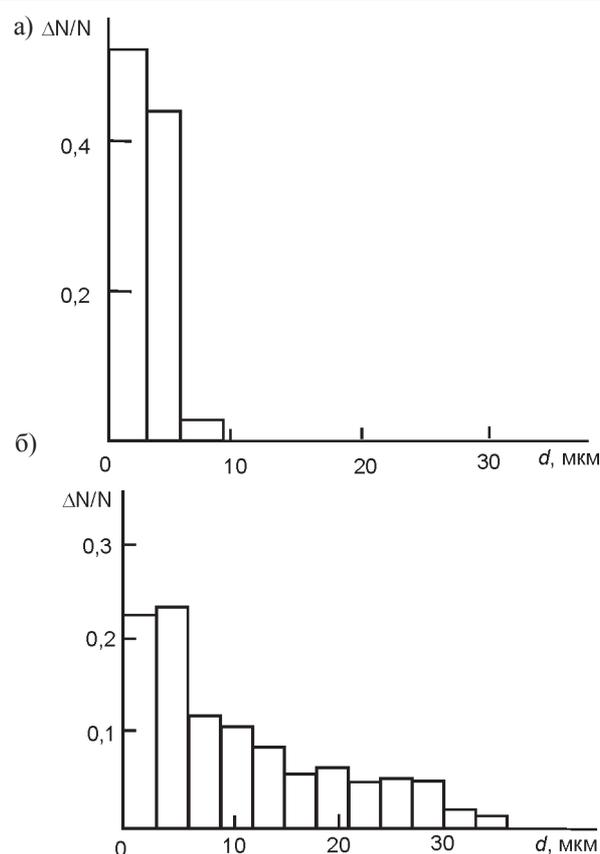


Рис. 6. Гистограммы распределения кратеров по размерам d в Ni после облучения МИП при плотности тока $j = 50 \text{ А/см}^2$ (а) и 200 А/см^2 (б) [42].

от центра пучка) характер пространственного распределения кратеров, их размеры и плотность аналогичны тому, что наблюдалось после одиночного импульса. Отличия по мере продвижения к центру пучка проявлялись лишь в более интенсивном снижении плотности кратеров и увеличении их размеров. В результате этого в центральной зоне облучения после 10 импульсов авторы [43] обнаружили кратеры с более широким разбросом по размерам (от 5 до 55 мкм) и с более низкой поверхностной плотностью ($4 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$).

Работа [47] посвящена изучению особенностей морфологии поверхностного слоя сплава Ni_3Al после обработки МИП (70% углерода и 30% протонов) с такими параметрами: энергия ионов 250 и 350 кэВ, плотность ионного тока 200 и 300 А/см^2 , длительность импульса 50 нс. На обработанной МИП поверхности авторы обнаружили три типа рельефа: 1) кратеры различного размера и формы; 2) следы деформации в виде следов скольжения, объединенных в полосы деформации, с расстоянием между ними от 3 \div 6 мкм до 50 мкм; 3) волнистый рельеф, связанный как с крупными ($\geq 70 \div 80$ мкм) кратерами (при однократном воздействии), так и заполняющий всю наблюдаемую поверхность (после

10 импульсов). Была измерена глубина кратеров, которая составила $1,5 \pm 2$ мкм. Размеры кратеров после 1 и 10 импульсов менялись от единиц до десятков микрон, а плотность – от $\rho_k = 1,5 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$ до $\rho_k = 5 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$.

Вся совокупность представленных выше экспериментальных данных свидетельствует о том, что образование кратеров происходит в результате локального плавления, вскипания и испарения поверхностного слоя. Кроме того, одной из причин формирования кратеров являются наличие газовых примесей и выход на расплавленную поверхность пузырьков газа. Однако то, что появление кратеров экспериментально обнаруживается на таких неоднородностях поверхности, как царапины, свидетельствует о том, что образование кратеров происходит без плавления всего поверхностного слоя. С другой стороны, фактом, свидетельствующим о плавлении поверхности как целого, может служить уменьшение выхода электронов с поверхности титановых сплавов ВТ18У и ВТ9 (рис. 7 и табл. 1) [40,47]. Одним из наиболее вероятных механизмов формирования кратеров является наличие неоднородностей плотности пучка ионов в импульсе, в том числе вследствие его расслоения (“филаментации”). С увеличением плотности тока такая неоднородность увеличивается, что определяет увеличение плотности кратеров и их размеров. В пользу этого свидетельствует и наблюдаемый характер изменения размеров кратеров при переходе от центра пучка к его периферии. Эксперименты показали [42], что при более высоких плотностях тока вследствие более однородной структуры пароплазменного облака и экранирования пучка, образование кратеров подавляется.

Эффективность поверхностной модификации эксплуатационных свойств металлических материалов проявляется в изменении их поверхностных свойств. Так, после обработки мощными ионными пучками увеличивается микротвердость α -Fe, титановых сплавов ВТ18У, ВТ9, сплавов на основе никеля ЭП718ИД [27, 40, 41, 47–49] и усталостная прочность никелевого сплава ЭП718ИД [27], эрозионного износа сплава ВТ18У [47] и др. Причем указанные свойства могут изменяться немонотонно в зависимости от режимов обработки. В работах [40, 47] приведены данные по влиянию шероховатости поверхности на экзотермическую эмиссию. Поскольку при ионно-лучевой обработке, как показано выше, происходит оплавление поверхности материалов, то наблюдаются и существенные изменения шероховатости поверхности. На рис. 7 приведены

графики зависимости шероховатости и экзотермической эмиссии от величины плотности тока.

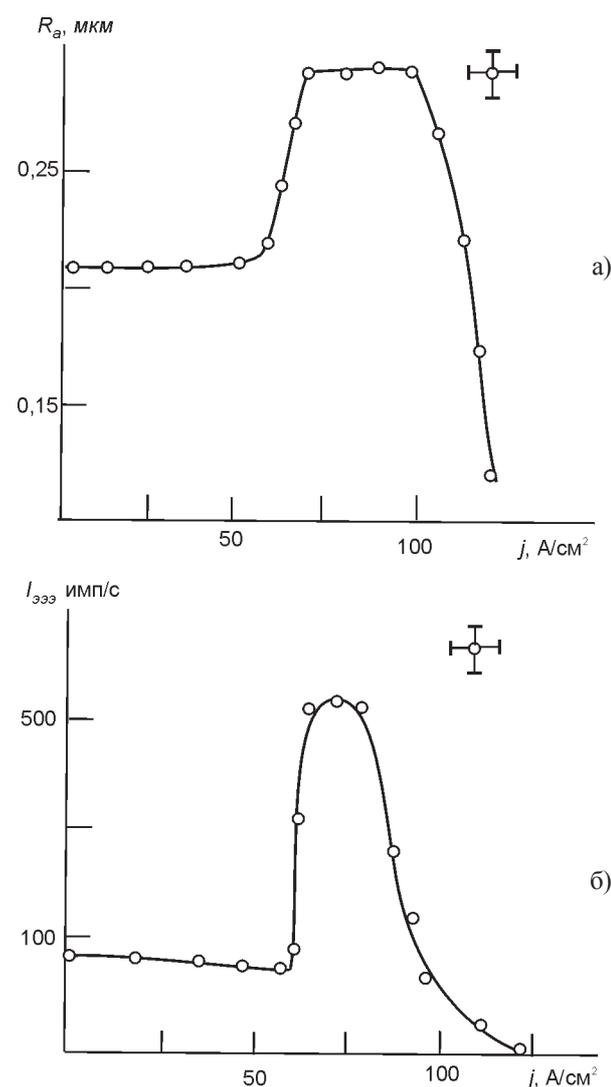


Рис. 7. Зависимости шероховатости (а) и средней интенсивности экзотермической эмиссии (б) от плотности ионного тока в импульсе, зафиксированные с поверхности образцов из сплава ВТ18У после обработки МИП ($E = 300$ кэВ, $n = 3$ имп., $\tau = 50$ нс) [40, 47].

Из рисунка видно, что с увеличением плотности тока шероховатость сначала растет, а затем снижается. Такое изменение макрорельефа поверхности от плотности тока авторы [40] объясняют явлением кратерообразования, которое наблюдается при высоких значениях плотности тока $j > 80 \text{ А/см}^2$.

Следует отметить возможное негативное влияние кратеров на служебные характеристики: кратеры могут служить концентраторами напряжений на поверхности, на них могут образовываться микротрещины (и, следовательно, они могут быть потенциальными источниками коррозии) или усталостные трещины, снижающие усталостную прочность. В [27] было предложено в

Таблица 1

Влияние облучения мощным ионным пучком ($E = 300$ кэВ) на микротвердость, шероховатость, экзoeлектронную эмиссию и характеристики рентгеновских линий образцов из титановых сплавов.

Сплав	J, А/см ²	n, имп.	H _μ , ед. HV (P = 0,5 Н)	R _a , мкм	I _{эээ} , имп/с	a, нм*	c, нм**	Γ ₍₁₁₂₎ , град***
BT18У	-	-	330-340	0,24±0,01	75±10	0,2937	0,4691	0,93
BT18У (отжиг 750°, 2 ч)	-	-	410-450	0,25±0,01	50±10	0,2937	0,4706	0,65
BT18У	120	3	330-340	0,15±0,02	100±10	0,2945	0,4687	1,16
	150	3	330-380	0,10±0,02	120±10	0,2947	0,4696	1,26
BT9	-	-	445±15	0,09±0,01	45±5	0,2929	0,4679	0,78
BT9 (отжиг 750°, 2 ч)	-	-	540±30	0,11±0,01	30±5	0,2929	0,4697	0,58
BT9	100	1	380±10	0,13±0,01	55±5	0,2920	0,4675	0,99
	100	2	290±10	0,12±0,01	65±5	0,2922	0,4652	0,88
	100	3	280±10	0,13±0,01	80±10	0,2916	0,4651	0,92
	100	5	240±10	0,11±0,01	50±5	0,2922	0,4657	0,77
	100	7	220±10	0,11±0,02	40±5	0,2921	0,4668	0,71
	120	1	390±10	0,08±0,01	80±10	0,2921	0,4670	1,06
	150	1	410±10	0,05±0,01	95±5	0,2920	0,4665	1,11
	180	1	420±10	0,05±0,01	100±5	0,2920	0,4661	1,19

Примечание: * – ± 0,0001; ** – ± 0,0005; *** – ± 0,05.

качестве меры борьбы с этим нежелательным эффектом (для подавления кратерообразования) применять повышенные плотности токов (до 100 ÷ 200 А/см²), при которых макродефекты поверхности (забоины, микротрещины, царапины от механической обработки, впадины и др.) частично заживают.

В морфологии поверхности металлических материалов после обработки электронными пучками можно найти элементы рельефа, подобные тем, которые наблюдаются после обработки ионными пучками. Так, на рис. 8 приведена микрофотография поверхности крупнозернистого (3 ÷ 4 мкм) α-Fe после обработки СЭП, имевшего диаметр электронного пучка 5 см и работавшего в режиме плавления при средней энергии пучка 10 ÷ 20 кэВ, с длительностью импульса 0,8 мкс и плотностью мощности 4 ÷ 6 Дж/см² за импульс. Как видно из рисунка, на поверхности наблюдаются глубокие кратеры и мелкие поры, что свидетельствует об интенсивном плавлении и активном газовыделении при действии электронного пучка.

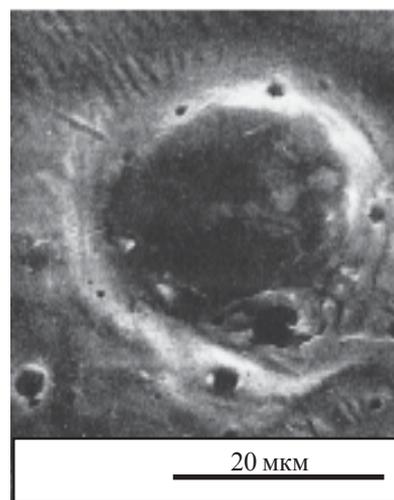


Рис.8. Морфология поверхности α-Fe после обработки СЭП.

Другим подходом к объяснению физической картины образования кратеров являются исследования, проведенные на модельных образцах α-Fe и монокристаллах Cu [50, 51], обработанных электронным пучком. Облучение НСЭП проводилось на ускорителе “Надежда-2” с теми же параметрами: $E_{cp} = 10 ÷ 20$ кэВ, $\tau = 0,8$ мкс, плотность

энергии изменяли от 1,2 до 5,5 Дж/см², число импульсов варьировалось от 1 до 10. В [50, 51] высказано предположение о том, что кратеры могут формироваться в областях с пониженной плотностью материала, в которых концентрируются неравновесные вакансии, и в областях, имеющих повышенное содержание углерода вследствие его сегрегации при увеличении числа импульсов или при повышении плотности энергии.

Описанный характер поверхностного рельефа, наблюдаемый после воздействия ионных и электронных пучков, обусловлен характером энерговыделения. Так, в [52, 53] показано, что наибольшее количество тепла выделяется не на свободной поверхности обрабатываемого материала, а на некоторой глубине, которая для электронного пучка составляет примерно одну треть от величины пробега электронов в конкретном веществе. Такой перегрев внутренних слоев по сравнению с поверхностными облучаемыми слоями авторы работы [52] наблюдали на сером чугуна при интенсивностях электронного потока $j = 5 \div 15$ мА/см² с энергией $E = 4$ МэВ при различных временах действия электронного пучка, а также на сталях 9ХФ ($E = 0,35$ МэВ, $j = 7$ А/см²), У12 с включениями цементита ($E = 0,35$ МэВ, $j = 1,9$ кА/см²) и быстрорежущей стали Р6М5 ($E = 0,35$ МэВ, $j = 100$ А/см²).

Обеспечение эффективного выделения энергии электронными и ионными пучками является следствием фундаментальных физических процессов взаимодействия, рассеяния и механизмов потери энергии пучков в твердом теле. Для большинства частиц энергией до ~ 100 кэВ тепловой источник, т.е. область выделения энергии, имеет протяженность около нескольких микрометров, именно поэтому максимумы выделяющейся энергии и температуры могут располагаться на некотором расстоянии от поверхности, обеспечивая плавление и газовыделение, результаты чего и наблюдались в описанных выше экспериментах.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИНТЕНСИВНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ИОННЫМ ПУЧКОМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Характерными чертами воздействия ионными пучками на металлы и сплавы является изменение фазового состава [42, 43, 45, 47, 54 – 56], образование вторичных фаз [40, 42 – 46], изменение внутренней дефектной структуры на значительную глубину [54, 55, 57], искривление кристал-

лической решетки [54 – 56] и перераспределение элементов [27, 57] в приповерхностных слоях облучаемых материалов. Рассмотрим влияние облучения интенсивным импульсным ионным пучком (ИИИП, однако чаще всего в литературе его называют мощный ионный пучок, то есть МИП) на структуру и свойства металлических материалов.

В работе [57] приведены данные по изучению микроструктуры в углеродистой стали типа стали 3 и в монокристаллах нержавеющей стали различной ориентации. Изучение изменения структуры по глубине проводилось после обработки образцов мощными ионными пучками в ускорителях “ЭТИГО-II” и “РНЕПП-I” при вакууме 10^{-3} Па. Образцы облучались протонными пучками со следующими параметрами: в ускорителе “ЭТИГО-II” энергия пучка $E_{cp} = 1$ МэВ, плотность тока $j = 0,5 \div 10$ кА/см² и длительность импульса $\tau = 50$ нс; в ускорителе “РНЕПП-I” – $E_{cp} = 0,5 \div 0,7$ МэВ, j до 200 кА/см² и $\tau = 80$ нс. Плотность потока энергии варьировалась от 5 до 100 Дж/см², что позволяло не только плавить, но и испарять поверхностный слой толщиной до нескольких микрометров.

Были получены следующие результаты (рис. 9). В исходном состоянии сталь 3 представляла собой поликристаллы, сформированные α -фазой на основе железа с ОЦК решеткой. Внутри зерен и на их границах имелись частицы цементита различной формы и размеров. Субструктура представляла собой хаотически распределенные дислокации или сетки дислокаций. Исходная скалярная плотность дислокаций была $\langle \rho \rangle = 1,4 \cdot 10^{10}$ см⁻². Структурно-фазовое состояние облученного МИП материала изучалось электронно-микроскопическим методом в слое толщиной до 0,5 мкм от поверхности (включая и саму поверхность) и с слоев, расположенных на глубине $\sim 1, 15 \div 20, 70 \div 80$ и $110 \div 120$ мкм. Было показано, что все исследованные слои, включая поверхность, состоят из α -фазы на основе железа. Новых фаз, за исключением цементита, не обнаружено. Частицы цементита после МИП-обработки наблюдались лишь на глубине > 15 мкм, что свидетельствует об их растворении. Кроме того изменяется и дефектная структура. Так, на поверхности дислокационная структура имеет вид сетчатой и ячеисто-сетчатой субструктуры. Причем последняя имела как разориентированный (с углом разориентации около 2,5 град.), так и неразориентированный характер. Средний размер ячеек составлял $\sim 0,43$ мкм, а сами ячейки были преимущественно

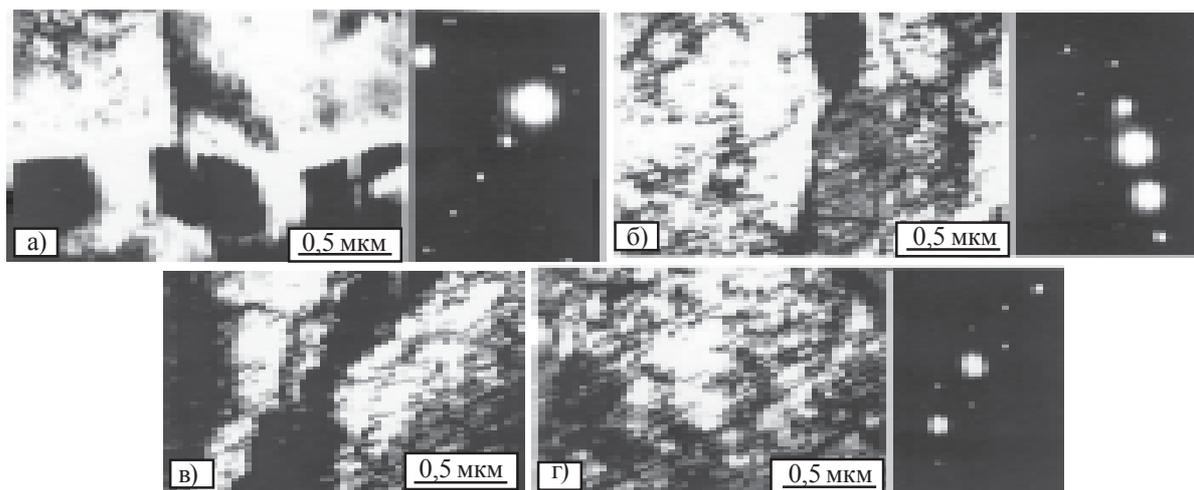


Рис. 9. Микроструктура стали 3 до (а) и после (б–г) МИП-обработки на различной глубине от поверхности: б) – 0,1 мкм, в) – 0,5 мкм, г) – от 3 до 5 мкм.

вытянуты, отношение длины к ширине ячеек составляло 0,6. Независимо от типа субструктуры скалярная плотность дислокаций составляла $\langle \rho \rangle = 2,45 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Приповерхностный слой состоял из ячеисто-клубковой дислокационной субструктуры, в которой скалярная плотность дислокаций была равна $\langle \rho \rangle = 2,85 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. На глубинах от 15 до 120 мкм наблюдалась клубково-сетчатая дислокационная субструктура. Однако скалярная плотность дислокаций изменяется от слоя к слою:

- $\langle \rho \rangle = 2,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ на глубине 15 ÷ 20 мкм,
- $\langle \rho \rangle = 1,68 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ на глубине 70 ÷ 80 мкм и
- $\langle \rho \rangle = 1,49 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ на глубине 110 ÷ 120 мкм.

Таким образом, начиная с глубины около 15 мкм и далее, поверхностная МИП-обработка приводит к изменению как типа дислокационной субструктуры, так и величины скалярной плотности дислокаций. Причем максимум плотности дислокаций приходится на приповерхностный слой (~ 1 мкм от поверхности), далее плотность дислокаций снижается и на глубине > 70 мкм выходит на исходную величину.

Еще одной интересной особенностью при МИП обработке является локальное изменение фазового состава и дефектной структуры в зоне воздействия ионного пучка. В серии работ Коротаяева с сотрудниками [42, 43, 45, 47, 54 – 56] рассмотрены вопросы изменения фазово-структурного состояния поверхностного слоя металлических мишеней при воздействии мощных ионных пучков на чистый поликристаллический никель, сплавы Mo-Re (Mo + 47 вес.% Re), ТСМ-7 (Mo + 0,3 вес. % Ta + 0,1 % Fe + 0.001 % C), моно- и поликристаллы молибдена [42], ТСМ-7, монокристаллы Mo и ванадиевый сплав V – 0,45% Zr – 0,2 C (ат.%) [43], Ni₃Al [47]. Облу-

чение проводили на ионном источнике “Темп” импульсным пучком, состоящим из ионов углерода (70%) и протонов (30%). Энергия ионов была равна $E = 250 \text{ кэВ}$, плотность тока в пучке составляла $j = 50, 200, 250 \text{ А/см}^2$ при длительности импульса 50 нс и числе импульсов 1 и 10. После такой обработки проводили исследование поверхностного слоя толщиной до 200 нм.

Было установлено, что в условиях действия МИП имеют место адсорбция газов из остаточной атмосферы вакуумного рабочего объема, которые вместе с элементами ионного пучка участвуют в перемешивании как в поверхностном слое, находящемся в расплавленном состоянии, так и в газообразной фазе, представляющей собой испарившийся (аблировавшийся) с поверхности металла слой, который после окончания действия пучка может частично осесть на поверхность. В результате в поверхностном слое формируются карбиды, оксиды и окислы активных к кислороду и углероду элементов мишени [42, 43, 44]. В работе [42] показано, что в однофазных в исходном состоянии моно- и поликристаллах Mo, сплавах ТСМ-7 и Mo-Re после (в результате) МИП-обработки внутри либо вблизи кратеров наблюдается значительное количество вторичных фаз высокой дисперсности. Эти вторичные фазы представляли собой карбиды, окислы и оксикарбиды молибдена – Mo₂C, Mo₂O₃ и Mo(CO)₆ соответственно. Кроме того, высокоскоростная закалка приводит к образованию высоконераспределенных аморфных фаз на основе карбида молибдена. На основании полученных результатов авторы [42] считают, что вторичные и аморфные фазы образуются в результате осаждения и адсорбции на разогретой до высоких температур (вплоть до плавления) поверхности остаточных газов и эле-

ментов пароплазменного облака. Образование вторичных фаз наблюдалось и в ряде других работ [27, 40, 44, 45]. Так, в работе [27] с помощью электронной оже-спектроскопии показано, что после МИП-обработки (в ускорителе "Темп-1" пучком, состоящим на 70% из ионов углерода и на 30% из протонов и имеющем эллиптическое сечение большой площадью $\sim 100 \div 200 \text{ см}^2$, при $E = 300 \text{ кэВ}$ и $\tau = 50 \text{ нс}$ с $j = 60 \div 120 \text{ А/см}^2$) от 1 до 10 импульсов сплава ЭП718НД на основе никеля в приповерхностном слое толщиной $\sim 0,3 \text{ мкм}$ образуются мелкодисперсные конгломераты карбидов, оксидов или оксикарбидов хрома, железа и никеля. Причем это характерно только для $j = 100 \div 120 \text{ А/см}^2$. При небольших плотностях тока $j \approx 60 \text{ А/см}^2$ таких значительных изменений в химическом составе не наблюдалось, за исключением изменения формы оже-пика

углерода (возросла значительно его интенсивность, что свидетельствует об образовании карбидов). Кроме того, отмечена очистка поверхности от примеси кислорода. Иллюстрацией этого могут служить также данные, полученные в [44] на титановом сплаве ВТ18У (рис. 10), обработанном в том же ускорителе только с несколько другими параметрами ионного пучка: $E = 200 \text{ кэВ}$ и $\tau = 80 \div 100 \text{ нс}$ с $j = 20 \div 60 \text{ А/см}^2$, 5 импульсов. Изучалось влияние плотности тока на содержание и распределение примесей, а также образование новых фаз в приповерхностном слое. Было установлено, что при увеличении плотности ионного тока содержание примесей в слое толщиной $150 \div 200 \text{ нм}$ изменяется немонотонно – сначала увеличивается при $j = 30 \div 75 \text{ А/см}^2$, а затем уменьшается при $j = 75 \div 110 \text{ А/см}^2$, оставаясь тем не менее на более высоком уровне по

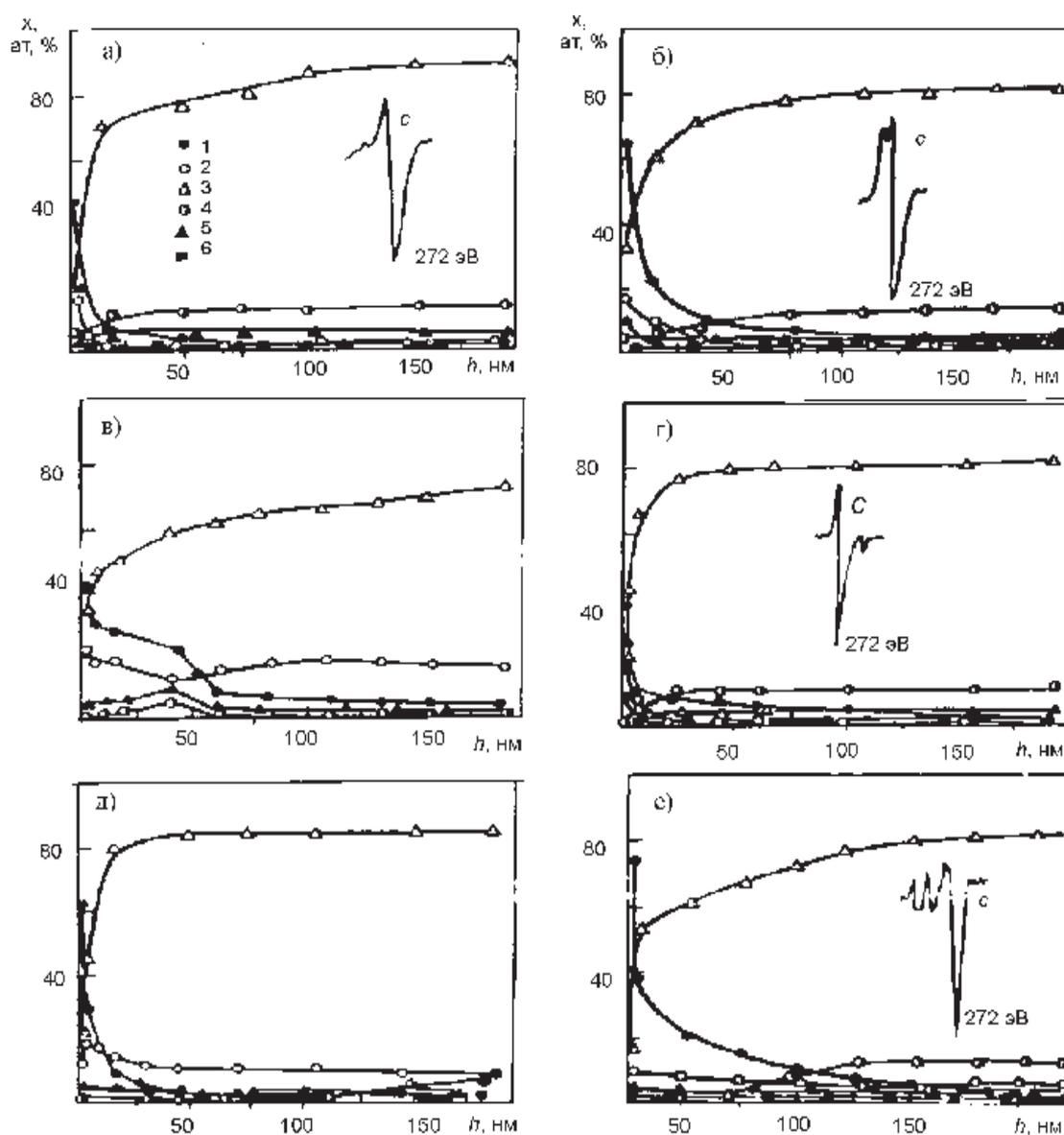


Рис. 10. Распределение элементов сплава ВТ18У по толщине поверхностного слоя после воздействия МИП с различной плотностью тока и диффузного отжига (550°C 2 ч) [44]: а) – исходное состояние; б) – $j = 30 \text{ А/см}^2$; в) – $j = 75 \text{ А/см}^2$; г) – $j = 85 \text{ А/см}^2$; д) – $j = 110 \text{ А/см}^2$; е) – $j = 150 \text{ А/см}^2$ (1 – С, 2 – О, 3 – Тi, 4 – Аl, 5 – Zr, 6 – Мо).

сравнению с исходным состоянием. Наличие са-теллитов в верхней части оже-пика углерода (272 эВ) интерпретировано авторами [44] как факт формирования карбидов в поверхностных слоях толщиной до 200 нм.

Такие изменения в химическом составе облученных МИП сплавов могут быть качественно объяснены в рамках механизма, описанного в [16]. При воздействии МИП над поверхностью материала формируется плазменное облако, образованное сублимацией и ионизацией элементов матрицы при мощном энерговыделении в импульсе ($>10^7$ Вт). “Перемешанная” плазма по окончании возбуждения “остывает”, ионы в ней рекомбинируют, и протекает процесс конденсации. Повышенное содержание кислорода в приповерхностных слоях объясняется быстрым окислением компонентов плазмы и конденсата в условиях относительно низкого вакуума, который в экспериментах, выполненных в [44], составлял $1,33 \cdot 10^{-4}$ Па.

Изменения поверхностных свойств после МИП-обработки неоднозначно. Например, в титановых сплавах (табл. 1) обработка ионным пучком не приводит к увеличению микротвердости при многократном воздействии, но обеспечивает ее рост с увеличением плотности ионного тока. Такое поведение микротвердости в первом случае можно объяснить отпуском материала, обусловленным уменьшением скорости теплоотвода поглощаемой энергии, а во втором случае – накоплением точечных и линейных дефектов и изменением фазового состава поверхности. В табл. 1 приведены сводные данные по результатам рентгено-структурного анализа и некоторые физические характеристики титановых сплавов. В результате МИП-облучения в поверхностном слое толщиной ~ 7 мкм происходит увеличение дефектов кристаллической решетки. С увеличением плотности тока уширение дифракционных максимумов непрерывно растет (что указывает на повышение содержания дефектов в приповерхностном слое) и увеличиваются остаточные растягивающие напряжения.

Рассмотрим теперь влияние облучения МИП на структуру и свойства нержавеющей стали. В работе [57] проведено экспериментальное и теоретическое исследование процесса абляции в нержавеющей стали. Экспериментально было показано, что в результате МИП-воздействия (плотность потока энергии $10 \div 20$ Дж/см²) поверхность образцов была расплавлена, а часть поверхностного слоя “аблировала” с поверхности в пароплазменном состоянии. Под процессом

абляции понимается такой процесс, который происходит в материале при воздействии МИП в результате плавления и испарения поверхностного слоя облучаемого образца и уноса жидкой и газообразной фаз (пароплазменного облака) сразу же после их образования в момент взаимодействия пучка с мишенью.

Проведенное в [57] математическое моделирование процесса “абляции” материала подложки (решение задачи Стефана) дало хорошо согласующиеся с экспериментом результаты. Согласно расчетам, в результате воздействия МИП с поверхности обрабатываемого образца нержавеющей стали Fe₅₆–Cr₁₈–Ni₁₆–Mn₁₀ “аблировал” слой толщиной $0,75 \div 1,21$ мкм. Экспериментально определенная толщина унесенного слоя составила $1,1 \div 1,3$ мкм. Такое расхождение авторы объясняют отсутствием точных данных о теплофизических параметрах обрабатываемого материала.

В результате разлета пароплазменного облака с поверхности в мишени формируется импульс отдачи. Экспериментальное измерение скорости разлета плазмы, измерение импульса отдачи и массы унесенного вследствие “абляции” материала позволили определить амплитуду ударной волны. Расчеты показали, что при облучении МИП ($10 \div 20$ Дж/см²) давление в ударной волне составляет $12 \div 15$ ГПа. Такой величины достаточно для модификации нержавеющей стали, образования двойников и образования высокой плотности дислокаций в области формирования фронта ударной волны [37].

Элементный анализ поверхностного слоя нержавеющей стали, проведенный с помощью РОР и упругого резонанса ядерной реакции кислорода $^{16}\text{O}(^4\text{He}^+, ^4\text{He}^+)^{16}\text{O}$, показал, что в результате плавления поверхностного слоя и формирования на поверхности газоплазменного состояния в образце (до глубины 1,5 мкм) увеличивается концентрация кислорода. Кроме того, происходит перераспределение элементов матрицы подложки (например, Cr, Ni, Fe) в поверхностном слое.

Обработка сплава Fe₅₆–Cr₁₈–Ni₁₆–Mn₁₀ МИП приводит к следующим изменениям в структуре материала. Во-первых, формируется неоднородная дислокационная субструктура. Плотность дислокаций (при перемещении по фольге) изменяется от $3,5 \cdot 10^{10}$ см⁻² до $8,6 \cdot 10^{10}$ см⁻² (рис. 11, б). Во-вторых, обнаруживаются участки, содержащие субзернистую структуру. Выделений вторичных фаз не обнаружено. Для сравнения на рис. 11а приведена микрофотография структуры этого же сплава до обработки. Видно, что в отожжен-

ном состоянии характерными элементами структуры являются одиночные дислокационные петли, плотность дислокаций равна $\rho \sim 10^8 \text{ см}^{-2}$. Данные исследований с помощью высокоразрешающего электронного микроскопа с микродифракцией

твердость, коррозионная стойкость и износостойкость при сухом трении.

На основании собственных данных и данных работ [16, 44, 58, 59] авторами [27] была предложена следующая последовательность стадий при

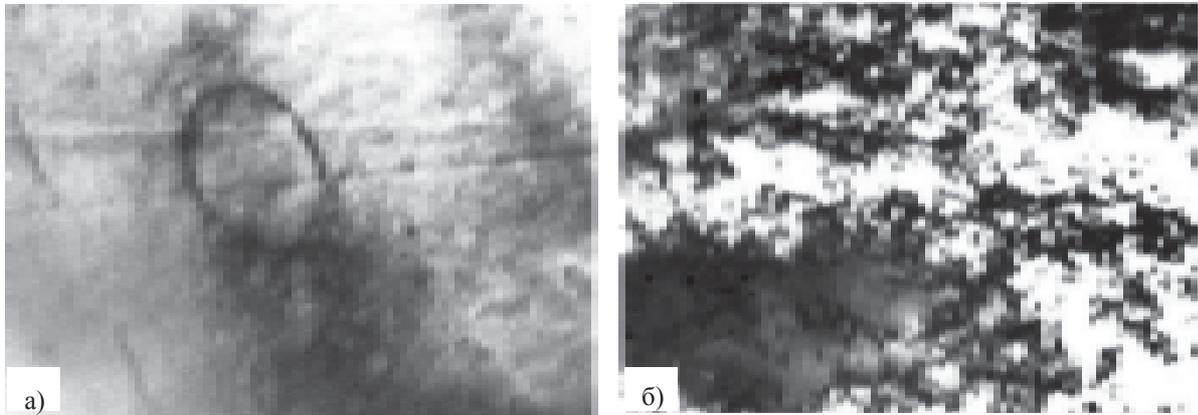


Рис.11. Дислокационная структура нержавеющей стали в исходном состоянии (а) и после облучения мощным ионным пучком с плотностью потока энергии 10 Дж/см² (плотность дислокаций $8,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$).

свидетельствуют о том, что облученная (оплавленная) зона образцов нержавеющей стали представляет собой поликристалл гетерогенной структуры, содержащий аморфные и кристаллические участки (рис. 12). Электронно-дифракционная микроскопия показала, что оплавленная зона обогащена Cr и обеднена Ni. Изменение концентрации в обработанной зоне образцов может происходить в результате преимущественного испарения одного из элементов, либо за счет различных коэффициентов диффузии данных компонентов.

Таким образом, воздействие МИП приводит к закалке поверхностного слоя, изменению дефектной структуры вблизи поверхности, формированию импульса отдачи за счет разлета “аблированного” материала. Также наблюдается изменение дефектной структуры в глубине приповерхностного слоя толщиной $50 \div 200 \text{ мкм}$. Все перечисленные выше факторы изменяют такие служебные характеристики нержавеющей стали как

воздействии МИП на металлические мишени:

- 1) быстрый разогрев поверхности;
- 2) сублимация легколетучих твердых и испарение жидких веществ;
- 3) генерация термоупругой волны;
- 4) плавление тонкого поверхностного слоя, сопровождающееся снижением напряжений и формированием заднего фронта термоупругой волны;
- 5) дальнейший нагрев пучком расплавленной части мишени, рост давления, разлет вещества в сторону свободной поверхности и разгрузка напряжений в сторону матричного материала;
- 6) охлаждение с высокими скоростями ($10^6 \div 10^7 \text{ К/с}$) нагретого поверхностного слоя и конденсация элементов пароплазменного облака в виде покрытия на модифицированной поверхности.

Отметим, что такая последовательность не противоречит и данным моделирования воздействий концентрированными потоками энергии, которые мы рассмотрим ниже.

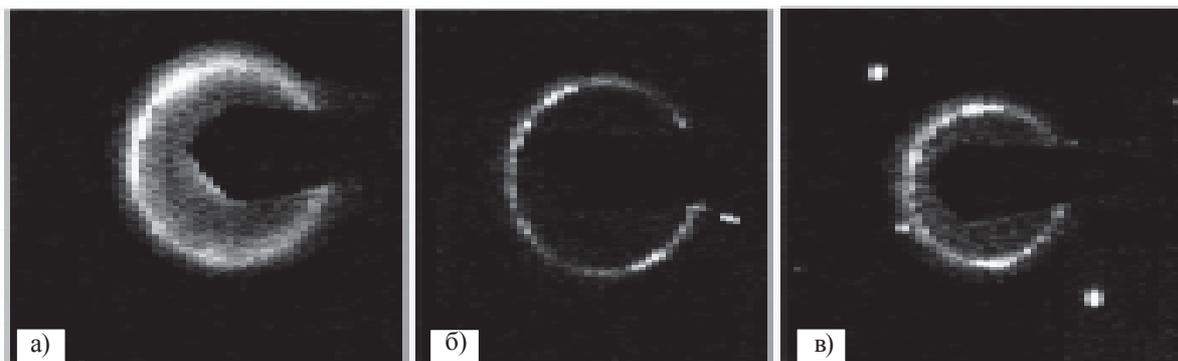


Рис.12. Картины микродифракций, полученных с различных областей нержавеющей стали после МИП-обработки: а) – аморфная фаза, б) – мелкокристаллическая область, в) – область, имеющая кристаллическую структуру.

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЗОНЕ ТЕПЛООВОГО ВЛИЯНИЯ ПРИ НСЭП-ВОЗДЕЙСТВИИ

Изучению влияния НСЭП на различные материалы посвящены работы [23, 31, 50, 51, 60 – 76]. Отметим, что к настоящему времени интерес к изучению влияния обработки материалов электронными пучками не ослабевает. Расширяется круг исследуемых материалов, обработанных импульсными пучками электронов. Так, в табл. 2 приведены режимы обработки электронными пучками различных материалов, взятые из работ последних нескольких лет. Анализ этих и многих других работ показал, что в результате воздействия НСЭП в сталях и сплавах происходят структурные и фазовые превращения, которые определяются динамикой тепловых полей и полей напряжений, возникающих в поверхностных слоях вследствие поглощения энергии пучка, а также исходным состоянием материала. Непосредственно к поверхности примыкает зона теплового влияния (ЗТВ), формирующаяся, в основном, под действием высоких температур. Варьируя параметры НСЭП можно в широких пределах изменять тепловой режим ЗТВ.

Условия формирования ЗТВ в железе и углеродистых сталях при воздействии НСЭП с различными параметрами можно проанализировать на основе тепловых расчетов, результатов структурных исследований и результатов измерений физико-механических свойств, например, микротвердости. В первых работах электронные пучки использовались для отжига дефектов в имплантированных слоях полупроводников [7, 39]. Однако НСЭП не нашли широкого применения из-за неоднородности плазмы взрывоэмиссионных катодов и механических напряжений, возникающих в поверхностных слоях и приводящих к образованию микро- и макротрещин [21]. Затем мощные пучки заряженных частиц стали использовать для модификации чистых металлов и сплавов, так как при облучении последних механические напряжения, примеси в пучке и неоднородность распределения частиц по сечению пучка не оказывали заметного влияния.

В работах [68 – 70] с помощью оптической и просвечивающей электронной микроскопии исследовались изменения зеренной и дислокационной структуры армо-железа (10^{-4} масс.% С) со средним размером зерна порядка 40 мкм по глубине зоны воздействия пучка со следующими параметрами: средняя энергия электронов $E_c = (10 \div 20)$ кэВ, плотность потока энергии $E = 2 \div 2,5$ Дж/см² имп.), длительность импульса

$\tau_p = 0,8$ мкс, число импульсов от 1 до 300, интервал между импульсами составлял 10 с. После облучения на поверхности наблюдались оплавленные участки размером около 30 мкм. Во всех зонах наблюдались следы пластической деформации, которые по своему характеру похожи на следы, характерные для высокотемпературной деформации при активном нагружении с небольшими скоростями (порядка $10^{-4} \div 10^{-3}$ с⁻¹). Пластическая деформация, по мнению авторов [68 – 70], происходит в результате действия термоупругих напряжений. Электронно-микроскопические исследования показали, что в поверхностном слое толщиной до 5 мкм в исходных зернах в результате облучения появляются зародыши рекристаллизации. Они возникали преимущественно у границ зерен и имели размеры $2 \div 5$ мкм. Так, например, на глубине 4 мкм в пределах одного зерна наблюдались как зародыши рекристаллизации, так и участки с неразориентированной дислокационной субструктурой. В то же время внутри исходных зерен, несмотря на достаточно высокую степень деформации, дислокации практически отсутствовали, что может свидетельствовать о высокотемпературном отжиге после деформации. Следовательно, в этом слое пластическая деформация сопровождается первичной рекристаллизацией. На глубине большей 5 мкм импульсный нагрев не оказывал заметного влияния на дислокационную субструктуру. Здесь формировались те же дислокационные субструктуры, что и при механическом нагружении с постоянной скоростью. По мере удаления от поверхности наблюдалось монотонное уменьшение плотности дислокаций. Рассмотренные закономерности сохранялись с ростом числа импульсов, отличие состояло лишь в том, что возрастала степень пластической деформации. Сопоставление дислокационных структур, полученных при активном растяжении и при воздействии НСЭП (300 имп.), показало, что на глубинах $20 \div 50$ мкм пластическая деформация составляла $(2 \div 5)$ %.

Изменение субзеренной дислокационной структуры по глубине связано с быстрым нагревом поверхностных слоев до температуры плавления и выше и последующим быстрым их охлаждением за счет теплоотвода, а также с возбуждением и распространением волны напряжений [70, 71]. Проанализируем условия формирования микроструктуры по глубине.

На рис. 13 приведены зависимости изменения температуры от приведенного времени на различных глубинах в α -железе при воздействии

Значения технологических параметров обработки электронными импульсными пучками различных видов материалов

Тип пучка	Энергия электронов, кэВ	Плотность энергии, Дж/см ²	Длительность импульса, мкс	Число импульсов	Материал подложки	Источник
ВЭЭП	130-170	40-100	10 - 200		Сталь У7А (Fe-0,7C)	[59]
НЭЭП	10-40	2,5-55	2,5		Сталь У7А(Fe-0,7C) Сталь AISI440A (Fe-0,65C-16,64Cr) α -Fe +C (графит) Быстрорежущая сталь P6M5	[59]
НЭЭП	~40	22	2,2	1; 10	Сталь 110Г13 (Fe-0,9C-15,0Mn-0,97Ni-0,9Cr-0,32Si-0,05S)	[60]
НСЭП	~20	2-2,5	0,8	5, 300	α -Fe Нержавеющие стали: сталь440А (Fe-0,65C-16,6Cr) сталь 304 (Fe-0,04C-18,3Cr-8,5Ni) Алюминиевые сплавы: Al2024 (Al-4,3Cu), Al6061 (Al-0,6Si-0,7Fe) Титановые сплавы: BT8M(Ti-5,8Al-3,7Mo) BT18Y(Ti-6,3Al-4,5Mo)	[61]
НСЭП	~20	2-2,5	0,5 - 3		α -Fe	[61]
НСЭП	~20	1,5-6 2,3-3,1 2,5	0,8- 1,5 2,5 1,8		Пленочные системы: монослой Ta/Fe; мультислой Al-Si, Al-C	[61]
НСЭП	~20	≥10	≥10		Углеродистая сталь 45 (0,45% C)	[61]
НСЭП	~20	1-7 5-40 40	2,5 2,5 2,5	≥3	Твердые сплавы: T15K6 (WC-15TiC-6Co) WC-30% Сталь110G13 (Fe-1,1C-13Mn) WC-Co	[61]
НСЭП	~20	3-5	2,5	5	Покрытие из TiN, осажденное на карбиде (WC-TiC-TaC-Co)	[61]
НСЭП	~30	7	2,5		Быстрорежущая сталь S6-5-2 (Fe-0,97C-6,4W5,0Mo-4,3Cr-1,9V)	[62]
НСЭП		2-7	1,5	1-50*	Сплавы с эффектом памяти формы: Ti-50,5ат.%Ni Ti-0,5 ат.%Ni	[63]
НСЭП	10-45	1-40** 2,5	0,5 - 50	40	Углеродистая сталь: (0,6%С) (0,45%С) Нержавеющая сталь: 12Х18Н10Т (аналог стали 304) сталь 440А (Fe-0,6С-16,6Сr) сталь 304 (Fe-0,04С-18,3Сr-8,5Ni) Алюминиевые сплавы: Al 2024 (Al-4,4Cu) Al 6061 (Al-0,6Si-0,7Fe) Титановые сплавы: BT8M (Ti-5,8Al-3,7Mo) BT18Y (Ti-6,3Al-4,5Mo)	[64]

Примечания: ВЭЭП – Высокоэнергетический электронный пучок. НЭЭП – Низкоэнергетический электронный пучок.
НСЭП – Низкоэнергетический сильноточный электронный пучок.

* Частота $\nu = 0,1\text{с}^{-1}$. **Ток до 50 кА, площадь поперечного сечения пучка 50 см².

НСЭП с $E = 2,2 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}\cdot\text{имп}^{-1}$ и длительности импульса $\tau_p = 0,8 \text{ мкс}$. Из рисунка видно, что максимумы кривых 1 и 2 превышают температуру плавления T_m железа.

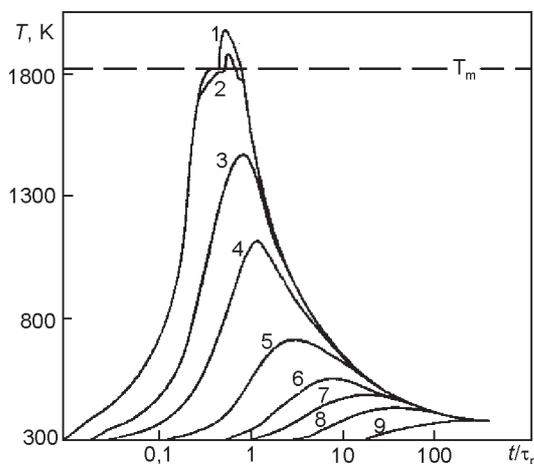


Рис. 13. Результаты теоретического расчета температурных полей, формирующихся при облучении НЭСП на поверхности (кривая 1) и на различных глубинах: 0,2 мкм (кривая 2), 1 мкм (кривая 3), 2 мкм (кривая 4), 5 мкм (кривая 5), 10 мкм (кривая 6), 15 мкм (кривая 7), 20 мкм (кривая 8) и 25 мкм (кривая 9)

Это дает возможность утверждать, что плавится поверхностный слой толщиной до 0,2 мкм. Проведенные оценки показали, что скорость нагрева поверхности перед началом плавления и скорость ее охлаждения сразу после окончания кристаллизации составляли $5\cdot 10^9$ и 10^{10} К/с , соответственно. На глубине более 2 мкм максимальная температура достигается после окончания импульса. Это связано с конечной скоростью распространения тепла вглубь мишени за пределами зоны поглощения облучения. По мере удаления от поверхности скорости нагрева и охлаждения уменьшаются, падает также максимальная температура, достигаемая в процессе облучения в данной точке. Из рис. 13 также видно, что к концу импульса толщина разогретого слоя составляла $\approx 15 \text{ мкм}$. Расчеты показали, что после окончания воздействия в результате перераспределения тепла толщина этого слоя увеличивается до 70 мкм, а примерно через 10^{-3} с температура разогретого слоя уменьшается до комнатной.

Другим фактором, влияющим на микроструктуру железа, является волна напряжений, которая формируется в приповерхностном слое толщиной около 1 мкм, что соответствует глубине проникновения электронов [77]. Как показано в [70] волна напряжений имеет биполярный вид и состоит из импульсов сжатия и растяжения длительностью порядка 10^{-6} с . Согласно оценкам ее амплитуда может достигать $1 \div 8,5 \text{ ГПа}$, что существенно превышает динамический предел те-

кучести железа. Под действием такой волны напряжений дислокационная субструктура изменяется, причем плотность дислокаций значительно возрастает в приповерхностном слое и монотонно уменьшается по мере удаления от поверхности из-за затухания волны.

Фронт волны напряжений значительно опережает фронт тепловой волны. Поэтому пластическая деформация сопровождается процессами возврата, в частности рекристаллизацией. Сопоставление результатов структурного анализа с тепловыми расчетами позволяет выделить три области на зависимости максимальной температуры T_{max} от глубины x . В первой области толщиной до $x = 5 \text{ мкм}$ $T_{\text{max}} > 0,4T_m$ (для железа температура рекристаллизации составляет $0,4T_m$, то есть 750 К). Поэтому в этой области имеют место процессы рекристаллизации, которые сопровождаются интенсивным перераспределением дислокаций и приводят к уменьшению плотности дислокаций. Это хорошо согласуется с экспериментом. Заметим, что подобный подход позволяет исследовать температурно-временные процессы на начальных стадиях рекристаллизации. Например, согласно расчетам рост зародышей рекристаллизации происходит за время $5\cdot 10^{-6} \text{ с}$. Следовательно, скорость роста зародышей составляет $0,4 \div 1 \text{ м/с}$. Вторая область расположена на глубине $x = (5 \div 12) \text{ мкм}$, на которой температура достигает $(500 \div 700) \text{ К}$. При таких температурах возможно перераспределение дислокаций без существенного уменьшения их плотности, поэтому и вероятность рекристаллизации мала. На больших глубинах (третья область) перераспределения дислокаций не происходит, поскольку здесь температура намного ниже температуры рекристаллизации [39]. Действительно, в этой области, как следует из эксперимента, плотность дислокаций монотонно уменьшается при удалении от поверхности, то есть влияние температуры незначительно.

Таким образом, при воздействии НЭСП на α -железо эволюция его субструктуры по глубине обусловлена пластической деформацией под действием волны напряжений и последующей рекристаллизацией, вызванной распространением тепловой волны.

Высокие скорости охлаждения после нагрева электронным пучком также сказываются на характере фазовых превращений в облучаемых материалах. В [72] приведены данные по экспериментальному изучению фазовых и структурных превращений в α -Fe с хромовым покрытием при электронном импульсном воздействии. Для

облучения использовался импульсный линейный ускоритель “ЭЛУ-4”, имеющий следующие параметры пучка: максимальная энергия электронов 4 МэВ, длительностью импульса тока 4,5 мкс при модуляции импульса частотой 1886 МГц, плотность потока электронов $10^{13} \div 10^{14}$ эл·см⁻²·с⁻¹ и диапазон интегральных доз $10^{19} \div 10^{21}$ м⁻². Исследование структуры и фазового состава, выполненные методами просвечивающей и дифракционной электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа, показало, что после облучения потоком электронов атомы хрома в результате аномального массопереноса распределены по всему объему α -Fe на глубину до 500 мкм, образуя твердый раствор Cr в α -Fe, имеющий ОЦК решетку (табл. 3). Концентрация хрома в таком твердом растворе достигает $3 \div 5$ %.

Таблица 3
Характеристики α -Fe с хромовым покрытием, обработанного электронным лучом

Характеристики	Состояние материала			
	Исходное	Исходное + облучение	Cr + α -Fe + облучение	
			Вблизи облученной поверхности	На глубине 500 мкм
Фазовый состав	α -Fe	α -Fe	Твердый раствор Cr в α -Fe (3 вес. % Cr)	Твердый раствор Cr в α -Fe (5 вес. % Cr)
	Fe ₃ N (ПЭМ)	Fe ₃ C (ПЭМ)	Fe-Cr (σ -фаза) (ПЭМ)	Fe-Cr (σ -фаза) (ПЭМ, РФА)
Объемная доля выделений	Fe ₃ C < 1 %	Fe ₃ C < 1 %	1 %	1 – 2 %
Параметр решетки, Е	2,86670	2,86670	2,86675	2,86689
Тип субструктуры	Хаос	Хаос	Сетчатоячеистая	Сетчатоячеистая
Скалярная плотность дислокаций, см ⁻²	10^8	10^8	$1,5 \cdot 10^{10}$	$1,6 \cdot 10^{10}$

Кроме того впервые была обнаружена фаза Fe – Cr (σ -фаза), присутствующая в виде зерен, а не в виде микровыделений внутри α -фазы. Размер зерен σ -фазы порядка 1 мкм, объемная доля составляет $1 \div 2$ %. Дислокационная структура после облучения электронным пучком аналогична дислокационной структуре, формирующейся при пластической деформации. Причем скалярная плотность дислокаций возрастает на два порядка по сравнению с исходным состоянием. В локальных объемах зерна накапливается избыточная плотность дислокаций, служащих

источником внутренних дальнедействующих напряжений. Оценка амплитуды этих полей напряжений, выполненная по ширине изгибных экстинкционных контуров, показала, что она составляет $200 \div 400$ МПа [72]. Приведенные в этой же работе данные по электронному облучению α -Fe без покрытия свидетельствуют о том, что после облучения электронным пучком фазовых изменений в нем не обнаружено.

В [73] было показано, что после обработки электронным пучком в сплаве TiNi с нанесенным на него слоем Al наблюдались фазовые изменения. Проведенный рентгеноструктурный анализ показал, что после воздействия электронным пучком (с параметрами: $E = 2 \div 7$ Дж/см², $\tau = 1,5$ мкс, число импульсов от 1 до 50 с частотой их следования $0,1$ с⁻¹), происходит перемешивание атомов Al в поверхностном слое подложки из TiNi – на рентгенограмме дифракционные максимумы (111) и (200) Al исчезли. Электронно-микроскопическое исследование показало, что Al присутствует в приповерхностной области в виде нанокристаллов размером порядка 20 нм.

Как уже отмечалось, структура и свойства сплавов в значительной степени зависят от скорости их охлаждения в процессе кристаллизации, варьируя которую можно получать пересыщенные твердые растворы вплоть до состава исходной жидкости, метастабильные фазы, аномальные структуры [49, 67]. Уникальные особенности концентрированных источников энергии позволяют создать в локальных объемах металла условия, подобные закалке из жидкости. С помощью электронных и ионных пучков можно оплавить поверхность металла на глубину порядка $0,1$ мм, а затем закристаллизовать расплавленный объем с достаточно высокой скоростью. Именно с этих позиций рассмотрим изменение дефектной структуры железа, закаленного из жидкого состояния.

После обработки НСЭП наибольший интерес представляет микроструктура приповерхностного слоя толщиной приблизительно 1 мкм, в котором одновременно действуют высокие температуры и значительные термоупругие напряжения. Вследствие высокоскоростного охлаждения из расплава в этом слое возможно образование точечных дефектов (избыточных вакансий) [73].

В работах [74, 78] с помощью методов электронно-позитронной аннигиляции, резерфордовского обратного рассеяния каналированных ионов (РОР/К), вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС) и просвечивающей электронной микроскопии исследовались изменения дефектной

структуры α -Fe после НСЭП-облучения и изучалось влияние структуры на механические свойства (микротвердость и износ при истирании шарика из стали 100 Ст6 по поверхности). В экспериментах были использованы рекристаллизованные образцы α -железа (10^{-4} масс.% С) с мелким (десятки микрон) и крупным ($2 \div 4$ мкм) зерном, подвергнутые обработке НСЭП с плотностью потока энергии $E = 2,3 \div 5,2$ Дж/см². При этом нижний предел E соответствовал пороговому значению, при котором на поверхности α -железа возникал рельеф, характерный для застывшего расплава. Анализ полученных результатов проводился с помощью расчетов тепловых полей. Сравнительный анализ показал следующее.

Измерение времени жизни позитронов показало, что при $E = 3,3$ Дж·см⁻²·имп⁻¹ позитроны захватываются дефектами, время жизни которых имеет две компоненты: $\tau_1 = 108$ пс и $\tau_2 = 195 \pm 3$ пс. Значения времени жизни позитронов, относящихся ко второй компоненте, соответствуют времени жизни позитрона, захваченного бивакансией, а τ_1 – время жизни позитрона, локализованного в чистом “бездефектном” материале [49]. Рост E до 4,2 Дж/см² приводит к изменению не только времени жизни позитрона τ , но и интенсивности I . Например, время жизни первой компоненты соответствует $\tau_1 = 116$ пс, а время жизни второй компоненты – $\tau_2 = 225 \pm 4$ пс, причем увеличение второй компоненты сопровождается снижением интенсивности I_2 (что указывает на уменьшение концентрации вакансионных кластеров). Учитывая это, и сравнивая результаты с известными литературными данными, авторы [49] предположили, что повышение потока энергии E до 4,2 Дж/см² ведет к образованию более крупных дефектов (кластеров из трех вакансий и более). Длительность времени жизни первой компоненты, равной $\tau_1 = 116$ пс, превышает время жизни позитрона “бездефектного” железа ($\tau = 108$ пс [38]). Можно предположить, что оно включает в себя время жизни позитронов, локализованных на дислокациях, которые по сравнению с вакансиями и кластерами вакансий являются более мелкими ловушками. Авторы работы [74], фиксируя $\tau_1 = 108$ пс, получили $\tau_2 = 165 \pm 2$ пс. Таким образом, позитроны, аннигилирующие в объеме, имеют время жизни $\tau_1 = 108$ пс, а время жизни $\tau_2 = 165 \pm 2$ пс соответствует позитронам, захваченным дислокациями, что хорошо согласуется с известными данными. Необходимо отметить, что информация, полученная таким методом, поступает из слоя толщиной от 0,1 до 40 мкм.

Облучение НСЭП приводит к возрастанию микротвердости обработанной поверхности. Так, на рис. 14 показаны изменения микротвердости α -Fe по глубине $H_\mu(x)$ для двух значений потока энергии. Видно, что при $E = 3,3$ Дж/см² происходит эффективное упрочнение приповерхностного слоя толщиной порядка 1,2 мкм. При $E = 5,2$ Дж/см² толщина упрочненного слоя возрастает до 2,5 мкм, однако в нем несколько снижается дефектность кристаллической решетки. Кроме того, на глубине около 5 мкм формируется второй максимум, микротвердость которого выше, чем у поверхности. Увеличение потока энергии от 2,3 до 4,2 Дж/см² приводит к возрастанию микротвердости. Однако дальнейшее повышение потока энергии до 5,2 Дж/см² при облучении поверхности α -Fe приводит к уменьшению микротвердости, по сравнению с предыдущим режимом облучения.

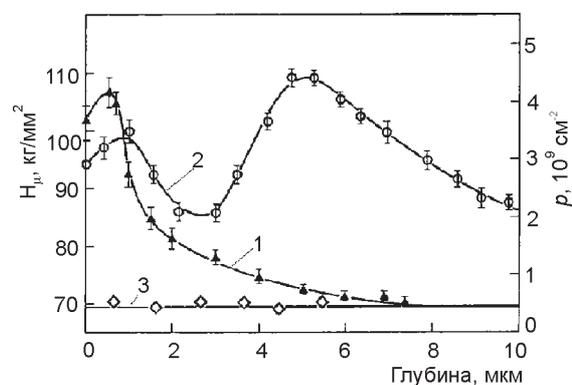


Рис. 14. Изменение микротвердости по глубине, измеренной по косому шлифу при нагрузке 0,5 г, в α -Fe после облучения НСЭП с плотностью энергии 3,3 Дж/см²·имп⁻¹ (кривая 1) и 5,2 Дж/см²·имп⁻¹ (кривая 2); кривая 3 – исходное состояние (до облучения).

Энергетические спектры каналированных ионов ⁴He⁺, полученные для ориентированного зерна, находящегося в приповерхностном слое α -Fe до и после воздействия, представлены на рис. 15. В исходном состоянии α -Fe имеет несовершенную кристаллическую решетку, о чем свидетельствует достаточно высокий выход рассеянных ионов ⁴He⁺. Воздействие НСЭП с $E = 3,3$ Дж/(см²·имп.) приводило к увеличению выхода рассеянных ионов, что свидетельствовало об увеличении степени несовершенства кристаллической решетки в результате образования в ней дефектов, в первую очередь, межузельных атомов. Соответствующая этому режиму кривая 1 (рис. 15) имеет два участка, различающихся наклоном, и, естественно, содержанием дефектов [74]. Кроме поверхностного пика нарушений на участке кривой 2, соответствующем глубине 5 ÷ 200 нм, наблюдалось снижение кри-

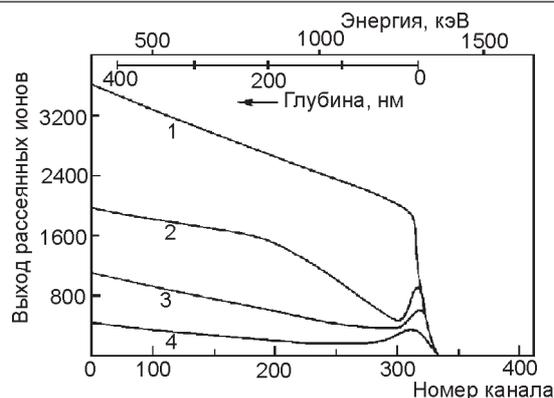


Рис. 15. Энергетические спектры РОР с каналированием, измеренные для крупнозернистого α -Fe, которое в исходном состоянии имело неориентированное (кривая 1) и ориентированное (кривая 4) зерно, и после облучения НСЭП с потоками энергии $3,3 \text{ Дж/см}^2 \text{ имп}^{-1}$ (кривая 2) и $5,2 \text{ Дж/см}^2 \text{ имп}^{-1}$ (кривая 3).

талличности, связанное как с образованием скоплений из межузельных атомов и образованных вакансиями петель, так и с формированием новых дислокаций. Аналогичное поведение спектра было отмечено в работе [78], которое авторы объяснили формированием как краевых, так и винтовых дислокаций. В глубине модифицированного слоя (за счет расплавления), начиная с 200 нм, наблюдался участок с примерно равной концентрацией дефектов. Увеличение потока энергии НСЭП (рис. 15, кривая 3) приводило к уменьшению выхода обратно рассеянных ионов, что свидетельствовало о более высокой упорядоченности кристаллической решетки или о частичном отжиге дефектов по сравнению с режимом $3,3 \text{ Дж/см}^2$ за импульс.

Наряду с корреляцией между данными РОР/К и микротвердостью на поверхности и по косому шлифу наблюдались аналогичные изменения S -параметра по глубине расплавленного слоя. S -параметр характеризует тип дефектов и их концентрацию. На рис. 16 представлены зависимости S -параметра доплеровского уширения аннигиляционных пиков от энергии анализируемого пучка (или глубины слоя, верхняя шкала) для α -Fe, облученного НСЭП с различным потоком энергии в импульсе [74]. Облучение потоком энергии $2,3 \text{ Дж/см}^2$ приводит в результате закалки к образованию дефектов вакансионного типа в виде кластеров вакансий, бивакансий, тривакансий и т. д., начиная с глубины 100 нм от поверхности и далее на всю глубину анализа пучка (до 1020 нм).

Максимальное увеличение S -параметра соответствовало режиму облучения НСЭП $4,2 \text{ Дж/см}^2$, что обусловлено общим увеличением концентрации точечных дефектов и появлением дислокаций [74] (в соответствии с результатами

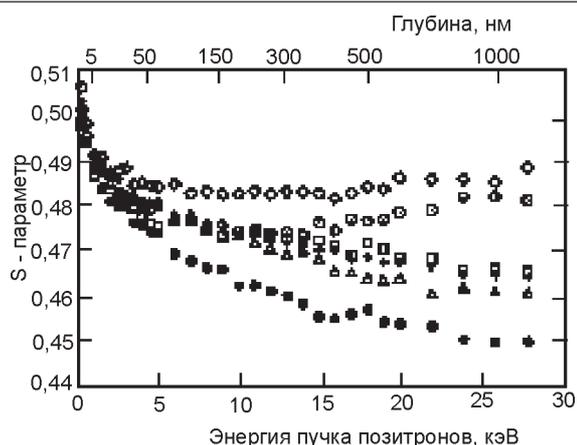


Рис. 16. Зависимость S -параметра доплеровского уширения аннигиляционного пика от энергии анализирующего пучка позитронов и от глубины слоя, полученные для α -Fe, облученного НСЭП с различным потоком энергии: 1 - исходное состояние после отжига при 840° C ; 2 - $2,3 \text{ Дж/см}^2 \text{ имп}^{-1}$, 950° C ; 3 - $3,3 \text{ Дж/см}^2 \text{ имп}^{-1}$, 950° C ; 4 - $4,2 \text{ Дж/см}^2 \text{ имп}^{-1}$, 840° C ; 5 - $4,2 \text{ Дж/см}^2 \text{ имп}^{-1}$, 950° C ; 6 - $5,2 \text{ Дж/см}^2 \text{ имп}^{-1}$, 840° C .

измерения времени жизни позитронов и данными просвечивающей электронной микроскопии). Увеличение потока до $5,2 \text{ Дж/см}^2$ приводило к частичному отжигу дефектов по сравнению с предыдущим режимом облучения ($4,2 \text{ Дж/см}^2$). Отжиг этих образцов приводил к уменьшению S -параметра в поверхностном слое толщиной до 250 нм, что коррелирует с результатами РОР/К. Однако в глубине модифицированного слоя толщиной около 1 мкм даже при термическом отжиге 800° C остаются дефекты, к которым чувствительны позитроны.

Проведенный в [74] анализ с помощью ВИМС на этих отожженных образцах показал, что имеется повышенная концентрация V примерно на порядок выше, чем W , Mo и поэтому авторы предположили, что позитроны аннигилируют на примесных комплексах из атомов ванадия.

Анализ образцов, которые до механических испытаний не полировались (у них шероховатость в исходном состоянии была выше), показал, что после воздействия НСЭП в режиме $2,3 \text{ Дж/см}^2$ шероховатость поверхности уменьшилась от $R_a = 0,39 \text{ мкм}$ до $R_a = 0,17 \pm 0,02 \text{ мкм}$. Повышение потока энергии до $4,2 \text{ Дж/см}^2$ приводит к увеличению шероховатости до $R_a = 0,23 \pm 0,1 \text{ мкм}$ по сравнению с первым режимом ($2,3 \text{ Дж/см}^2$) и немного меньше, чем у образца в исходном состоянии. Это можно объяснить первоначальным оплавлением электронным пучком гребней, возвышающихся над поверхностью и заполняющих впадины, а при увеличении энергии пучка появляются локальные выплески на поверхности.

На рис. 17 приведены зависимости уноса материала при истирании шарика из стали 100 Ст6

по поверхности α -Fe до и после воздействия НСЭП. Наблюдается значительное уменьшение износа во всем интервале времени истирания (в течение 3 часов). Такое изменение износа авторы [51] связывают, в первую очередь, с образованием в тонком поверхностном слое нанокристаллической структуры, а также формированием дислокационной структуры (с высокой скалярной плотностью до $6,9 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$). Следует отметить, что авторы не обнаружили на поверхности оксидов, карбидов и оксикарбидов после воздействия НСЭП, наличие которых могло бы понизить износ.

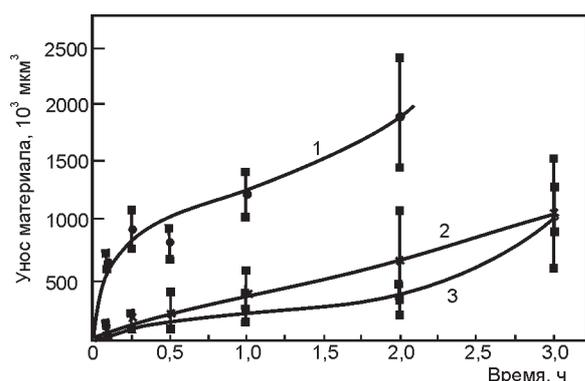


Рис. 17. Зависимость величины уноса материала при сухом трении шариком (с частотой 2 Гц, нагрузкой 2,2 Н) по поверхности α -Fe в исходном состоянии (кривая 1), и после облучения НСЭП с потоком энергии $2,3 \text{ Дж/см}^2 \text{ имп}^{-1}$ (кривая 2) и $4,2 \text{ Дж/см}^2 \text{ имп}^{-1}$ (кривая 3).

СЕГРЕГАЦИЯ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНЫХ ПУЧКОВ ЗАРЯЖЕННЫХ ЧАСТИЦ

Известно, что в результате облучения высокоэнергетическими частицами при повышенных температурах возможно появление радиационно стимулированной сегрегации точечных дефектов (межузельных атомов, вакансий и их комплексов), вызывающей изменения микроструктуры и свойств сплавов. На микроскопическом уровне сегрегация может вызывать образование радиационно стимулированных выделений, перераспределение фаз, изменение фазового состава. Радиационно стимулированная фазовая нестабильность экспериментально наблюдается при облучении сплавов нейтронами, ионами и электронами. В процессе облучения при повышенных температурах возникают устойчивые потоки точечных дефектов. Как показано в [80], в результате избирательного взаимодействия компонентов сплава с потоками дефектов возникают результирующие потоки атомов одного из компонентов, направленные либо к области исчезновения дефектов, либо от нее. Такими областями могут быть границы зерен, дислокации и

скопления растворенных атомов, являющиеся ловушками и местами аннигиляции дефектов. Этот процесс приводит к устойчивым локальным изменениям состава, что в свою очередь способствует выделению различных фаз или растворению и модификации имеющихся фаз.

Экспериментально явление сегрегации под действием электронных пучков (НСЭП) изучалось в [50, 51] на примере железа. В этих работах для исследования эволюции точечных дефектов (вакансий и примеси углерода) и определения элементного состава в приповерхностных слоях были использованы такие методы анализа как медленный пучок позитронов, микропучок протонов с диаметром пучка до 1 мкм с использованием методик резерфордовского обратного рассеяния, упругих резонансных ядерных реакций, характеристического рентгеновского излучения. Кроме того было проведено моделирование процесса плавления поверхностного слоя α -Fe и Si при воздействии НСЭП, которое показало, что толщина расплавленного слоя меняется от 0,7 до 2,5 мкм при изменении потока энергии от 2,3 до 5,5 Дж/см², а скорость охлаждения приповерхностного слоя толщиной до 0,2 мкм составляет $5 \cdot 10^9 \text{ К/с}$. При плотности энергии 3 Дж/см² и скорости закалки $5 \cdot 10^9 \text{ К/с}$ в слое толщиной до 1 мкм образуется высокая концентрация неравновесных вакансий ($10^{-3} \text{ ат.}\%$ [50, 51]), которые были зафиксированы методом электрон-позитронной аннигиляции. Результаты, полученные с помощью медленного пучка позитронов путем измерения времени их жизни, показали, что при невысоких плотностях энергии (около 3 Дж/см²) облучения НСЭП образцов α -Fe вакансии, образующиеся в результате закалки, в основном, объединяются в бивакансии или комплексы вакансии плюс примесный атом углерода. Максимальная концентрация этих комплексов и кластеров приходится на глубине около 1 мкм, что соответствует максимуму поглощенной энергии. По мере перераспределения тепла под действием температуры слои материала, расположенные ближе к поверхности, прогреваются быстрее из-за более высокой скорости нарастания температуры в приповерхностных слоях по сравнению со скоростью спада ее вглубь материала (скорости отвода тепла). В результате основная доля неравновесных вакансий (комплексов, кластеров) устремляется по направлению к поверхности. Наиболее легкими путями миграции вакансий являются дислокации и границы зерен. Кроме того, на примере углерода было установлено, что межузельные атомы мигрируют вглубь

материала. Это позволило объяснить протяженное пространственное распределение комплексов “углерод – вакансия” и повышение значения S -параметра в более глубоких слоях.

При увеличении числа импульсов от 1 до 10 при повышенных плотностях энергии 4,2 Дж/см² резко уменьшается область локализации и увеличивается концентрация углерода в этих областях, т.е. наблюдается сегрегация углерода в областях с пониженной плотностью материала (рис. 8), именно в этих областях, где резко увеличивается концентрация углерода, и происходит образование кратеров.

Перераспределение элементов (Cr, Ni, Fe) на поверхности и обогащение кислородом поверхностного слоя толщиной до 1,5 мкм в нержавеющей стали, облученной ионным пучком, было обнаружено в [57]. А в работах [44, 27] показано, что перераспределение элементов в поверхностном слое титановых сплавов зависит от величины ионного тока. Проявлением сегрегации точечных дефектов в материале после МИП-обработки может служить и изменение параметров кристаллической решетки, измеряемых с помощью рентгено-структурного анализа (табл. 1).

В работе [35] проведено исследование механизмов интенсивного переноса атомов в веществе, облучаемом мощными наносекундными пучками заряженных частиц. Методом вторичной ионной масс-спектрометрии было обнаружено, что после облучения тонкопленочных металлических образцов на значительной глубине в подложке (из Nb и Cu) фиксируются атомы пленки Al и Ag соответственно. Рассчитанные коэффициенты диффузии оказались равными $\sim 10^{-2} \div 10^{-4}$ см²/с, что на несколько порядков превышает значения коэффициентов диффузии в жидких металлах. Оценки авторов показали, что такой интенсивный массоперенос не может быть объяснен баллистическими процессами в силу малости ($\leq 10^{14}$ ионов/см²). Кроме того в этой же работе были выполнены оценки полей температур и давлений, формирующихся под действием МИП. Оказалось, что градиенты температур и давлений равны 10^9 К/м и 10^{14} Па/м соответственно. На основании чего был сделан вывод о необходимости учета термо- и бародиффузионных потоков, протекающих в жидкой фазе. Следует отметить, что бародиффузионные потоки составляют лишь 1%, тогда как вклады в массоперенос потоков, вызванных градиентом концентраций и термодиффузией, одного порядка.

Таким образом, сегрегация атомов примеси является одним из механизмов интенсивного

массопереноса под действием концентрированных пучков частиц. Другим механизмом миграции атомов является перемешивание в гидродинамическом режиме расплавленного приповерхностного слоя. Причем в поверхностных слоях массоперенос определяется термо- и бародиффузионными процессами, а на больших глубинах массоперенос осуществляется ударной волной, которая носит атермический характер. Экспериментально явление перемешивания ионным пучком изучалось в работах [35, 81–85], а перемешивание электронным пучком – в работах [66, 86–89].

ФОРМИРОВАНИЕ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИХ ВОЛН В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИНТЕНСИВНЫХ ПУЧКОВ ЗАРЯЖЕННЫХ ЧАСТИЦ

Как уже отмечалось, при воздействии мощных пучков заряженных частиц одновременно с термическим воздействием возможно проявление и нетермических эффектов, таких как возникновение ударных волн, стимулирующих перестройку дислокационной структуры и искажения кристаллической решетки, обусловленные коллективными модами деформации. Рассмотрим эти процессы более подробно.

Расчеты тепловых воздействий интенсивных потоков энергии, проведенные в работах [36, 47, 90–93], показали, что при импульсном облучении металлов имеет место значительный перегрев подповерхностного слоя. Так, в работе [47] показано, что после МИП-воздействия ($E = 250$ кэВ, $j = 200$ А/см² и $\tau = 50$ нс) на ванадиевый сплав в его подповерхностном слое толщиной $\leq 0,2$ мкм и на глубине порядка 1 мкм скорости нагрева оказываются одного порядка и составляют $\sim 10^{11}$ К/с. На расстоянии от поверхности около 7 мкм скорость нагрева $\sim 10^9$ К/с, а на глубине ~ 17 мкм температура практически не меняется. Толщина расплавленного слоя составляет к концу импульса $\sim 1,3$ мкм, а в поверхностном слое глубиной $\sim 0,6$ мкм достигается температура кипения, в связи с чем не исключено испарение этого слоя с формированием импульса отдачи и связанных с ним ударных волн. Поверхностный слой толщиной $\leq 1,5$ мкм существует в расплавленном состоянии в течение 500 нс. Максимальная скорость его охлаждения после кристаллизации $\sim 10^9$ К/с, а на глубине 3 мкм эта величина составляет $\sim 10^5$ К/с. При временах ≤ 1 мкс градиенты температуры вблизи поверхности достигают значений $10^9 \div 10^{10}$ К/м, следовательно-

но в поверхностном слое создаются термические квазистатические напряжения, формирующиеся в полях с высокими температурными градиентами. Характерные же времена их воздействия (~ 1 мкс) оказываются того же порядка и даже меньше, чем, например, у динамических напряжений, формирующихся в процессе ударных нагрузок.

В работе [90] проведены экспериментальные исследования и математическое моделирование формирования упругопластических волн в металлических мишенях (Al, Cu, Pb) при облучении их интенсивными потоками ($10^7 \div 10^9$ Вт/см²) заряженных частиц (электронами и ионами). Показано влияние упруго-пластических волн на структурные превращения в исследуемых материалах.

Основные эксперименты проводились на ускорителе “Тонус”, работающем в двухимпульсном режиме [90]. Для генерации ионного пучка использовался магнитоизолированный диод с баллистической фокусировкой. Первый отрицательный импульс при подаче на один из электродов вызывает образование плазмы на поверхности этого электрода. Второй положительный импульс служит для ускорения ионов. Подавление электронного потока в ускоряющей промежулке между двумя электродами осуществляется магнитным полем, которое образуется за счет протекания тока по второму электроду от внешнего источника. Параметры ионного пучка были следующими: энергия частиц $E = 0,5$ МэВ, длительность импульса $\tau = 80$ нс, плотность тока изменялась в пределах $j = (50 \div 250)$ А/см², максимальная плотность мощности на поверхности мишени составляла $\sim 2 \cdot 10^8$ Вт/см², площадь сечения пучка была около $(6 \div 10)$ см². Ионный пучок в режиме облучения состоял из 70 % H⁺ и 30 % C⁺.

В качестве мишеней использовались пластины алюминия, меди и свинца толщиной от 0,2 до 1 см. Поскольку исследуемые металлы обладают различными энергиями сублимации E_s , то это обуславливает существенное различие при формировании на поверхности мишени как плазменного слоя, так и ударной волны. Импульс напряжения, распространяющийся по мишени, регистрировался апериодическим пьезодатчиком, выполненным из керамики типа ЦТС-19. Временное разрешение датчика составляло $\sim 10^{-8}$ с. Датчик располагался на тыльной (необлучаемой) стороне мишени. Кроме импульса напряжения проводились измерения импульса отдачи P_j с помощью баллистического маятника, а также проводилось прямое взвешивание образцов

для определения массы, унесенной с мишени. С помощью электронно-оптической камеры “Агат-СФ-1” проводилась регистрация разлета поверхностной плазмы.

Оценка давления по осциллограммам импульса напряжения, сформировавшегося в мишени, дает амплитудное значение волны сжатия, равное от единиц до нескольких десятков килобар. Наличие двух максимумов на осциллограмме находящихся друг от друга в интервале времени ~ 50 нс, свидетельствует о двухволновой структуре волны напряжения. Полученные типичные осциллограммы сигналов с пьезодатчиков при различных плотностях тока (ионов) показали, что амплитуда находится в явной зависимости от плотности тока пучка. Приведенные в [90] фотохронограммы, соответствующие тем же плотностям тока, свидетельствовали о том, что скорость разлета плазмы возрастала с увеличением плотности потока мощности пучка. В табл. 4 приведены результаты эксперимента и расчета: унесенная за импульс масса Δm , импульс отдачи P_j и средняя скорость разлета плазмы v_n , вычисленная по формуле: $P_j = \Delta m \cdot v_n$.

Таблица 4

Измеренные экспериментально и рассчитанные теоретически значения параметров, определяющих воздействие ионного пучка на поверхность различных твердых тел

Материал мишени	Эксперимент			Расчет		
	Δm , мг	P_j , Н·с	v_n , м/с	Δm , мг	P_j , Н·с	v_n , м/с
Al	0,45	$3,0 \cdot 10^{-3}$	$6,7 \cdot 10^3$	1,7	$2,2 \cdot 10^{-3}$	$3,5 \cdot 10^3$
Cu	1,2	$1,5 \cdot 10^{-3}$	$1,8 \cdot 10^3$	1,5	$1,9 \cdot 10^{-3}$	$2,5 \cdot 10^3$
Pb	16,9	$1,3 \cdot 10^{-3}$	$7,8 \cdot 10^3$	18,4	$1,3 \cdot 10^{-2}$	$1,7 \cdot 10^3$

Из таблицы видно, что унесенная масса Δm коррелирует с энергией сублимации E_s металла, которые согласно [77] равны 0,96; 4,8 и 9,8 кДж/г соответственно для свинца, меди и алюминия, то есть меньшим значениям E_s соответствуют большие величины Δm .

РЕЗУЛЬТАТЫ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА ОБРАЗОВАНИЯ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИХ ВОЛН

Рассмотрим теперь общие закономерности формирования волн напряжения в твердой части мишени при облучении ее электронными или ионными пучками. Поскольку формирование волн напряжений обусловлено, в первую очередь, функцией энерговыделения $D(z)$, то можно провести

сравнение распределения $D(z)$, нормированного на одну падающую частицу, в различных материалах (рис. 18). Авторы [90 – 92] показали, что при ионном облучении в области энергии частиц $\sim 0,5$ МэВ плотность энерговыделения значительно выше, чем при электронном облучении с той же энергией. Следует отметить, что большое отличие наблюдается и в ширине зоны энерговыделения. Последняя определяется пробегом частиц в материале мишени.

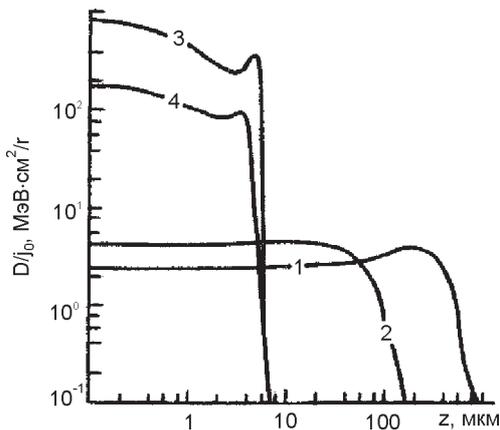


Рис. 18. Распределение поглощенной энергии на единицу массы, рассчитанной на одну частицу, в алюминии (кривые 1, 3) и в свинце (кривые 2, 4) при облучении электронами (кривые 1, 2) и пучками ионов (30% С⁺ и 70% Р⁺) (кривые 3, 4) с одной и той же энергией 0,5 МэВ.

Авторы работы [90] исследовали роль плазменного факела в генерации волн напряжения. Расчет полей напряжений проводился для алюминиевой мишени толщиной 0,55 см. Считалось, что облучение проводилось электронным пучком с энергией 0,5 МэВ в течение 100 нс. Результаты расчета показали следующее. При малых плотностях тока пучка $j_b \leq 1$ кА/см² в твердотельной части мишени распространяется волна сжатия и непосредственно за ней – волна разрежения. Волна разрежения образуется в результате отражения от поверхности мишени волны разгрузки. При увеличении плотности тока пучка вещество из зоны энерговыделения начинает интенсивно испаряться и в результате передаваемого мишени импульса отдачи облучаемая поверхность перестает быть свободной, что приводит к уменьшению величины растягивающих напряжений и к их полному исчезновению. Этот теоретический результат имеет экспериментальное подтверждение. При облучении ионами с той же энергией 0,5 МэВ из-за высокой плотности энерговыделения уже при плотностях тока ≥ 20 А/см² образуется плазма, что приводит только к образованию волн сжатия.

В [90] предложены механизмы генерации упруго-пластических волн. Наиболее ярко проявляются различные механизмы генерации волн напряжения при облучении металлов ионными пучками. Профили напряжений по глубине в Al, облученном в течение 100 нс протонным пучком с энергией 0,5 МэВ и плотностью тока $j_b = 250$ А/см², в различные моменты времени имеют одномодальный (при 35 нс) и бимодальный (при 123 нс) характер. Бимодальная структура волны напряжения (123 нс) объясняется различными механизмами генерации ее составляющих. В начале облучения вещество в зоне энерговыделения находится в твердой фазе и в результате его нагрева генерируется термоупругая волна (35 нс). После плавления вещества в зоне энерговыделения происходит падение напряжений и, как следствие, формирование заднего фронта термоупругой волны. Дальнейший нагрев пучком расплавленной части мишени приводит к возрастанию давления, в результате чего происходит как разлет вещества в сторону свободной поверхности, так и разгрузка напряжений в сторону не облучаемой твердой части мишени. Разгрузка напряжений сжатого вещества в сторону твердотельной части порождает новую волну сжатия в твердом теле. При электронном облучении бимодальная структура волны напряжений не наблюдалась. Авторы [90, 91] объясняют это тем, что волна напряжений, образовавшаяся за счет термоупругого механизма, не успевает выйти из нее до того, как расплавится вещество, из-за большой ширины зоны энерговыделения (рис. 18).

Такая последовательность генерации волн напряжений позволяет записать выражение для ширины Δx_0 волны (по основанию), распространяющейся в твердом теле, в следующем виде:

$$\Delta x_0 = R_0 + c_0 \tau_p, \quad (1)$$

где R_0 – пробег частиц, c_0 – скорость звука в материале мишени; τ_p – длительность импульса облучения.

При облучении мощным ионным пучком, когда $c_0 \tau_p \gg R_0$, ширина волны определяется длительностью импульса.

В случае облучения сильноточным электронным пучком $R_0 \gg c_0 \tau_p$, ширина волны зависит от энергии падающих частиц. Справедливость такой оценки (1) авторы [90] подтверждают результатами моделирования. Так, например, увеличение энергии электронов при облучении НСЭП в два раза приводит к двукратному увеличению ширины волны, тогда как при облучении МИП ширина волны меняется незначительно.

Величина напряжений сжатия в твердом теле определяется максимальным сопротивлением деформации вещества, находящегося в зоне энерговыделения, поэтому величины напряжений в твердом теле зависят от параметров падающего пучка. На рис. 19 приведены профили упруго-пластических волн при воздействии различных видов пучков (электронных и ионных), имеющих

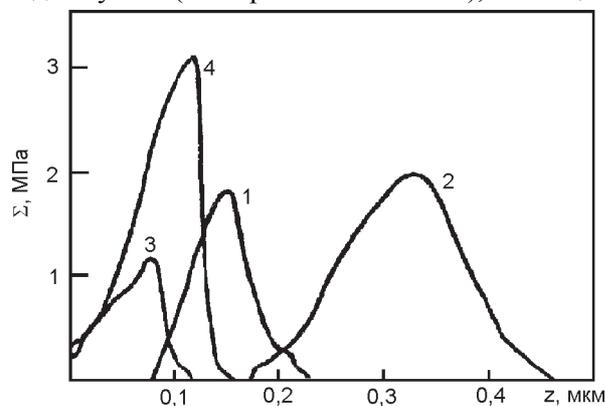


Рис. 19. Профили напряжений упруго-пластических волн при воздействии электронных (кривые 1, 2) и ионных (кривые 3, 4) пучков с $j = 3 \text{ кА/см}^2$ и $\tau = 100 \text{ нс}$ при различных энергиях частиц: $E = 0,5 \text{ МэВ}$ (кривые 1, 3) и $E = 1 \text{ МэВ}$ (кривые 2, 4).

различную энергию. Из рисунка видно, что при облучении НСЭП, когда размеры зоны энерговыделения велики ($R_0 > c_0 \tau_p$), разгрузка напряжений в твердотельную часть идет в течение времени, много большего длительности импульса облучения. Поэтому амплитуда напряжений в волне определяется лишь плотностью тока частиц и длительностью импульса облучения. Увеличение энергии падающих на металл частиц приводит к существенному увеличению амплитуды волны. При МИП-воздействии из-за малого пробега ионов разлет вещества в зоне энерговыделения идет одновременно с нагревом, поэтому, несмотря на большую плотность энерговыделения, амплитуда волны остается невысокой. Увеличение энергии МИП, а следовательно, и размеров зоны энерговыделения, приводит к увеличению времени разлета материала, что обуславливает значительное увеличение амплитуды волны.

Таким образом, проведенное авторами [90, 91] численное моделирование показало, что как при МИП-воздействии, так и при облучении НСЭП в указанном выше диапазоне плотностей потока энергии температура среды вне области энерговыделения меняется незначительно: $\Delta T < 10 \text{ К}$. Это означает, что все структурные превращения в облучаемых металлах происходят только за счет прохождения волн напряжения. Такой же вывод можно сделать и на основании эксперимен-

тально наблюдаемых электронно-микроскопическим методом дислокационных структур, описанных выше. Квазистатические напряжения ответственны за формирование дефектной микроструктуры в зонах интенсивного разогрева, плавления и высокоскоростной закалки. Термоупругие динамические волны напряжений, генерируемые импульсом отдачи, полностью определяют процессы дефектообразования в “холодных” зонах модификации МИП [47].

Именно прохождением волн напряжений объясняется экспериментально наблюдаемые после окончания действия МИП плоские и объемные зоны локализации деформации [47]. Последние характеризуются высокой кривизной кристаллической решетки. Локализация деформации отмечается в области кратеров и сопровождается повышенной плотностью дислокаций, появлением двойников и дисклинаций. Детальному исследованию пространственного искривления кристаллической решетки посвящены работы [47, 54 – 56]. В работе [42] отмечено, что образование кратеров в результате локального плавления или сублимации материала поверхностного слоя способствует появлению высоких локальных напряжений, оценка которых показала, что они приближаются к теоретической прочности кристалла и приводят к развитию необратимой пластической деформации. И именно с наличием высоких механических напряжений авторы [42] связывают появление трещин в периферийных областях кратеров.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В настоящем обзоре рассмотрено одно из современных направлений физики твердого тела и радиационного материаловедения – модификация структуры и свойств металлических материалов под действием интенсивных импульсных ионных и электронных пучков.

Рассмотрены физические процессы формирования в мишенях термоупругих и ударных волн при воздействии концентрированных потоков энергии (ионов и электронов). Показаны причины формирования кратеров, как в модельных металлах, так и в гетерогенных сплавах, например, титановых и молибденовых. Проведен анализ структурных изменений и фазовых превращений в поверхностном слое, обусловленных образованием различных видов дефектов электронной, атомной и дислокационной подсистем (вакансий, межузельных атомов, конгломератов вакансий и дислокаций). Показано, что модификация поверхностного слоя, перемешивание покрытий и пленок

с материалом основы приводит к резкому изменению служебных характеристик изделий и образцов из металлов и сплавов. Заметим, что мы в этом обзоре ограничились лишь вопросами модификации поверхности и ее свойств, анализом физических процессов, происходящих при взаимодействии пучков частиц с поверхностью, и не рассматривали вопросы, связанные с нанесением тонких пленок с помощью концентрированных потоков энергии за счет “абляции” и выноса материала с поверхности и образованием нано- и микроразмерных порошков. Кроме того, за рамками нашего рассмотрения остались воздействия ионных и электронных пучков на электроизоляционные материалы, а также проблемы разрушения материалов.

Результаты описанных экспериментов на наш взгляд способствуют формированию современных представлений о физической природе взаимодействия интенсивных пучков заряженных частиц с твердым телом. С помощью интенсивных пучков заряженных частиц в настоящее время можно модифицировать уже имеющиеся свойства, а также можно создавать некоторые новые уникальные свойства. Показано реальное улучшение таких эксплуатационных характеристик, как твердость, износостойкость, усталостная прочность, коррозионная и эрозионная стойкость, улучшение которых обеспечивает надежность и ресурс работы деталей и инструментов.

Структурно-фазовые превращения, обуславливающие наблюдаемые изменения всех свойств твердых материалов, определяются видом и параметрами интенсивных пучков частиц, а также исходными характеристиками вещества мишени. Определенным их сочетанием можно добиться желаемого изменения свойств. Процессы и эффекты, происходящие при облучении различных материалов, несмотря на их сложность, многообразии и взаимосвязь одновременно происходящих явлений, имеют общие черты:

1) они определяются коллективным сверхплотным возбуждением электронной и атомной подсистем твердых тел;

2) большинство из них наблюдалось при интенсивностях и плотностях потока энергии, превышающих некоторые критические значения;

3) их особенности определяются комплексным воздействием генерируемых интенсивных радиационных, тепловых и механических полей;

4) они высокоскоростные, так как характерные времена для этих процессов составляют 10^{-8} – 10^{-5} с;

5) они происходят как в облученной, так и в необлученной области, причем в последнем случае наблюдаемые эффекты дальнего действия связаны со специфическим воздействием на структуру упругих, упругопластических и ударных волн.

В заключение отметим, что в последнее время эффектам дальнего действия в различных областях физики уделяется большое внимание. Некоторые из них, представленные в обзоре, относятся к структурнофазовым превращениям материалов на больших глубинах. Они находят подтверждение в работах различных авторов, выполненных на широком классе материалов при облучении на разных ускорителях. Между тем следует также отметить, что физическая картина наблюдаемых явлений еще, по-видимому, далека от их полного понимания. Все это дополнительно подтверждает важность и перспективность систематических теоретических и экспериментальных исследований в этом направлении.

Кроме того, на наш взгляд, развитие подобного направления имеет большой потенциал, как в научном плане, так и в сопутствующих новых технологиях, и, по-видимому, в дальнейшем интерес к затронутым здесь проблемам будет по-прежнему нарастать.

Работа частично финансировалась по проекту ГКНТ Украины № 2М/145–2001 и проекту № 1472 УНТЦ.

Авторы благодарят сотрудников лаборатории пучковых технологий Нагаокского технологического университета (г. Нагаока, Япония) за полезное обсуждение отдельных разделов обзора, сотрудников Лос-Аламосской национальной лаборатории (США) Б. Вуда и Д. Рэя, Т. Рэнка (Сандия, национальные лаборатории, Альбукерк, Нью-Мексико, США), М. Томпсона (Университет Корнел, Отдел материаловедения, Итхака, США), а также проф. А.Д. Коротаева и проф. А.Н. Тюменцева (Сибирский физико-технический институт, г. Томск, Россия) за отписки работ, любезно предоставленные авторам. Мы также признательны проф. А.Н. Валяеву (Институт проблем безопасности развития атомной энергетики РАН, Москва, Россия) за интерес к работе.

ЛИТЕРАТУРА

1. Анисимов С.И., Имас Э.А., Романов Г.С. и др. Действие излучений большой мощности на металлы. – М.: Наука, 1970. – 272 с.
2. Рыкалин Н.Н., Зуев И.В., Углов А.А. Основы электронно-лучевой обработки материалов. – М.: Машиностроение, 1978. – 239 с.

3. Application of particle and laser beams in materials technology/Ed. by P.Misaelides. - Dordrecht-Boston-London: Kluwer Academic Publishes. – 1994.– 678 p.
4. Воздействие концентрированных потоков энергии на материалы / Под ред. Н.Н. Рыкалина – М.: Наука, 1985.– с.
5. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Кокора А.Н. Лазерная обработка материалов. - М.: Машиностроение, 1975.– 296с.
6. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник – М.: Машиностроение, 1985. – 496 с.
7. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками / Под ред. Д.М. Поута, Г. Фоти, Д.К. Джекобсона – М.: Мир, 1987. – 424 с.
8. Быковский Ю.А., Неволин В.Н., Фоминский В.Ю. Ионная и лазерная имплантация металлических материалов. – М.: Энергоиздат, 1991. – 240 с.
9. Лазерный нагрев и структура стали: Атлас микроструктур /В.Д. Садовский, В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева. – Свердловск: УрО АН СССР, 1989.– 102 с.
10. Wojarko E.Yu., Verigin A.A., Kosceev V.P. et.al. Structure of near surface layers of GaAs and Si crystals irradiated by powerful ion beams// NIM B. – 1986. – P. 162 -164.
11. Шиллер З., Гайзер У., Панцер З. Электронно-лучевая технология. – М.: Энергия, 1980. – 380 с.
12. Диденко А.Н., Лигачев А.Е., Куракин И.Б. Воздействие пучков заряженных частиц на поверхность металлов и сплавов. – М.: Энергоатомиздат, 1987. – 187 с.
13. Шипко А.А., Поболь И.Л., Урбан И.Г. Упрочнение сталей и сплавов с использованием электронно-лучевого нагрева. – Минск: Навука і тэхніка, 1995. – 280 с.
14. Валяев А.Н., Погребняк А.Д., Плотников С.В. Радиационно-механические эффекты в твердых телах при облучении высокоинтенсивными импульсными электронными и ионными пучками. – Алматы: Гылым / ВКТУ – Усть-Каменоргорск, 1998. – 266 с.
15. Валяев А.Н., Погребняк А.Д., Кишимото Н., Ладисев В.С. Модификация свойств материалов и синтез тонких пленок при облучении интенсивными электронными и ионными пучками. – Усть-Каменоргорск: ВКТУ, 2000. – 345 с.
16. Погребняк А.Д., Ремнев Г.Е., Чистяков С.А. и др. Модификация свойств металлов под действием мощных ионных пучков // Изв. вузов, Физика. – 1987. – № 1. – С. 52-65.
17. Романов И.Г., Погребняк А.Д., Ремнев Г.Е. Особенности поведения структурных, механических и фрикционных свойств инструментальных сталей, подвергнутых воздействию мощных ионных пучков // Трение и износ. – 1992. – Вып. 13, № 5.– С. 865-873.
18. Pogrebnjak A.D., Ruzimov Sh.M. Increased microhardness and positron annihilation in Al exposed to high-power ion beam//Phys. Letters A. – 1987. – Vol. 120, № 5. – P. 259-261.
19. Remnev G.E., Isakov I.F., Struts V.K. et al. Changes of the physical and mechanical properties of alloys on the base of tungsten carbide exposed by high power ion beams// Proc. of the “10th Int. Conf. of High power particle beams: Beams’94”. – San Diego (USA). – 1994. –Vol. 2. – P. 844-848.
20. Pogrebnjak A.D., Sharkeev Yu.P., Lychaghin D.V. et al. Relation of mechanical and frictional properties to defects in high power ion beam irradiated α -Fe // Phys. Letters A. – 1989. – Vol. 141, № 3-4. – P. 204-206.
21. Pogrebnjak A.D., Remnev G.E., Romanov I.G. Physical and mechanical change in HPIB irradiated steels // NIM – 1989. – Vol. B 43. – P. 41-45.
22. Pogrebnjak A.D., Duvanov S.M., Mikhaliov A.D. et al. Surface and near surface structure and composition of high-dose implanted and electron beam annealed single crystal copper // Surf.and Coat. Techn., 1997.– Vol. 89.– P. 90-96.
23. Proscurovsky D.I., Pogrebnjak A.D. Modification of metal surface layer properties using pulsed electron beams // Phys. Stat. Sol. – 1994. – Vol. A 145, № 1. – P. 9 - 49.
24. Pogrebnjak A.D., Sharkeev Yu.P., Makhmudov N.A. et al. The formation of a defect structure in α -Fe near surface layer after high power ion beam exposure// Thin Films and Beam-Solid Interaction. – 1991.– № 4. – P. 561 - 566.
25. Rej D.J., Davis H.A., Nastasi M., Olson J.S. et. al. Surface modification of AISI-4620 steel with intense pulsed ion beams // NIM. B. – 1997. – Vol. 127/128. – P. 987 - 991.
26. Rej D.J., Bartsch R.R., Davis H.A. et al. Microsecond pulse width, intense, light-ion beam accelerator // Rev. Sci. Instrum. – 1993. – Vol. 64, № 10 – P. 2753-2760.
27. Шулов В.А., Ремнев Г.Е., Кашцев В.Н. и др. Влияние ионно-лучевой обработки мощными импульсными пучками на физико-химическое состояние поверхностных слоев и усталостную прочность сплава ЭП718И // ФиХОМ. – 1992. – № 6. – С. 28 - 35.
28. Grigoriu C., Chamdani E.P.A., Miu D. et. al. Study of YBCO thin films deposited by intense pulsed light ion beam evaporation // Proc. “Int. Conf. on High Power Particle Beams”. – Prague (Czech Republic). – 1996. – Vol. 2 – P.894 - 897.
29. Погребняк А.Д., Наумович А.И., Плотников С.В. и др. Ионное перемешивание и модифицирование поверхности металлов и сплавов непрерывными и импульсными ионными пучками // Ред. ж. Изв.вузов. Физика. – Томск, 1990.– 266 с. Деп. в ВИНТИ 7.02.90, № 673 – В. 90.
30. Remnev G.E., Shulov V.A. Promotion of nitriding in surface layers of metals by preparative irradiation of REB// Laser and Particle Beams. – 1993. – Vol. 11. – P. 707-731.

35. Кривобоков В.П., Пашенко О.В., Сапульская Г.А. Исследование механизмов интенсивного переноса атомов в веществе, облучаемом мощными наносекундными пучками заряженных частиц // ЖТФ. – 1994. – Вып. 64, № 5. – С. 37-42.
36. Асаинов О.Х., Кривобоков В.П., Лигачев А.Е. и др. Тепловые процессы при обработке поверхности металлов сильноточными наносекундными пучками ионов // ФиХОМ. – 1987. – № 2. – С. 53-59.
37. Бойко В.В., Евстегнеев В.В. Введение в физику взаимодействия сильноточных пучков заряженных частиц с веществом. – М.: Энергоатомиздат, 1988. – 137 с.
38. Ротштейн В.П. Модификация структуры и свойств металлических материалов интенсивными импульсными электронными пучками // Дисс. док. физ.-мат. наук: 01.04.07. - Томск, ИСЭ. – 1996. – 387 с.
39. Беспалов В.И., Рыжов В.В., Турчановский В.И. и др. Тепловой режим отжига полупроводников низкоэнергетическим электронным пучком. / Сильноточные импульсные электронные пучки в технологии. – Новосибирск: Наука, 1983. – С. 55 - 61.
40. Шулов В.А., Ремнев Г.Е., Ночовная Н.А., и др. Физико-химические процессы, протекающие в поверхностных слоях титановых сплавов при ионно-лучевой обработке с использованием импульсных пучков // Поверхность. – 1993. – №5. – С.127-140.
41. Pogrebnjak A.D., Shantyr R.I., Kul'ment'eva O.P. Modification and mixing multilayer systems by means of a high-power ion beam // Vacuum, 2002. – Vol. 67. – P. 243-248.
42. Коротаев А.Д., Тюменцев А.Н., Почивалов Ю.И. и др. Фазово-структурное состояние поверхностного слоя металлических мишеней при воздействии мощных ионных пучков // ФММ. – 1996. – Т. 81, Вып. 5. – С.118-127.
43. Тюменцев А.Н., Третьяк М.В., Почивалов Ю.И. и др. Закономерности формирования и особенности дефектной микроструктуры кратеров в сплавах на основе ванадия и молибдена после облучения мощным ионным пучком // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 1999. – № 9. – С.36-44.
44. Шулов В.А., Ремнев Г.Е., Ночовная Н.А., и др. Явление кратерообразования при воздействии мощных ионных пучков с поверхностью металлов и сплавов // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1994. – №7. – С.117-128.
45. Korotaev A.D., Ovchinnikov S.V., Pochivalov Yu.I. et. al. Structure-phase states of the metal surface and undersurface layers after the treatment by powerful ion beams // Surf. and Coat. Technol. – 1998. – Vol. 105. – P. 84-90.
46. Диденко А.Н., Шулов В.А., Ремнев Г.Е. и др. Физико-химическое состояние поверхностных слоев и эксплуатационные свойства сплава ВТ18У, подвергнутого воздействию мощного ионного пучка // ФиХОМ. – 1991. – № 5. – С.14-23.
47. Коротаев А.Д., Тюменцев А.Н., Третьяк М.В. и др. Особенности морфологии и дефектной субструктуры поверхностного слоя сплава Ni₃Al после обработки мощным ионным пучком // ФММ. – 2000. – Т. 89, № 1. – С. 54-61.
48. Погребняк А.Д., Шаркеев Ю.П., Махмудов Н.А. и др. Исследование структуры α-Fe, модифицированной в результате воздействия мощного ионного пучка // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1993. – № 1. – С. 93 - 102.
49. Pogrebnjak A.D., Sharkeev Yu.P., Makhmudov N.A. The formation of a defect structure in near surface alpha-Fe layers after high power ion beam exposure / Phys. Stat. Sol. – 1991. – Vol. 123. – P. 119 – 130.
50. Лаврентьев В.И., Погребняк А.Д., Михалев А.Д. и др. Наблюдение сегрегации углерода и эволюции вакансионных дефектов в поверхностном слое железа при воздействии НСЭП // Письма в ЖТФ. – 1998. – Т. 24, № 9. – С.13-20.
51. Pogrebnjak A.D., Mikhailov A.D., Pogrebnjak N.A. et al. Evolution of vacancy defects and dislocation in surface layers of iron as a result of pulsed electron beam treatment // Phys. Letters A. – 1998. – Vol. 241. – P. 357-363.
52. Мачурин Е.С., Лончин Г.М., Молин Б.П. и др. Расчет терморезимов обработки металлических материалов мощным электронным пучком // ФиХОМ. – 1987. – № 2. – С.32-36.
53. Мачурин Е.С., Алексеев Г.И., Фаробин А.Г. и др. Влияние мощного электронного пучка на структуру и свойства сталей ит сплавов // ФиХОМ. – 1986. – № 5. – С. 26 - 29.
54. Третьяк М.В., Тюменцев А.Н., Коротаев А.Д. и др. Особенности релаксации механических напряжений, генерируемых мощными ионными пучками в ванадиевом сплаве // ФММ. – 2000. – Т. 89, Вып. 4. – С. 78-85.
55. Тюменцев А.Н., Третьяк М.В., Коротаев А.Д. и др. Закономерности релаксации механических напряжений в монокристаллах Ni₃Al при облучении мощными ионными пучками // ФММ. – 2000. – Т. 90, № 6. – С. 97-104.
56. Тюменцев А.Н., Третьяк М.В., Коротаев А.Д. и др. Структура с высокой плотностью дисклинаций в зонах активации мезоуровня деформации в условиях воздействия мощных ионных пучков // Докл. АН. – 1999. – Т. 366, № 2. – С. 196-198.
57. Погребняк А.Д., Иванов Ю.Ф., Лебедь А.Г., и др. Результат воздействия интенсивного импульсного ионного пучка на свойства углеродистой и нержавеющей сталей // Металлофизика и новейшие технологии. – 2000. – Т. 22, № 10. – С.18-24.
58. Быстрицкий В.М., Диденко А.Н. Мощные ионные пучки. – М.: Энергоатомиздат, 1984. - 152 с.
59. Yatsui K. Industrial applications of pulse power and particle beams // Laser and Particle Beams. – 1989. – Vol.7, № 4. – P. 733-741.
60. Ivanov Yu.F., Rotshtein V.P., Markov A.V. Solubility of secondary phases and formation of quenched

- structuures in Fe-based alloys by pulsed electron-beam melting// Proc. of "1st Intern. Congress on radiation physics and chemistry of condensed matter, high current electronics, and modification of materials with particles beams and plasma flows". – Tomsk – 2000. – Vol. 3. – P.58-62.
61. Gnyusov S.F., Ivanov Yu.F., Rotshtein V.P. Surface and bulk modification of austenite high-magnesium steel type of 110Г13 with low-energy, high-current electron beam// Proc. of "1st Intern. Congress on radiation physics and chemistry of condensed matter, high current electronics, and modification of materials with particles beams and plasma flows". – Tomsk. – 2000. – Vol. 3. – P.240-244.
 62. Rotshtein V.P., Proscurovsky D.I., Ozur G.E., et al. Treatment of metals and alloys with low-energy, high-current electron beams: general characteristics, mechanisms, applications// Proc. of "1st Intern. Congress on radiation physics and chemistry of condensed matter, high current electronics, and modification of materials with particles beams and plasma flows". – Tomsk. – 2000. – Vol.3. – P. 250-257.
 63. Guenzel R., Matz W., Yu.F.Ivanov, etal. Pulsed electron beam treatment of high-speed transformations and wear resistance// Proc. of "1st Intern. Congress on radiation physics and chemistry of condensed matter, high current electronics, and modification of materials with particles beams and plasma flows". – Tomsk. – 2000. – Vol. 3. – P. 303-307.
 64. Klopotov A.A., Itin V.I., Gidsova N.V., et.al. Particularities of structured states on surfaces titanium nickelid alloing after the influence of surfacing layers of the high-current electron beam// Proc. of "1st Intern. Congress on radiation physics and chemistry of condensed matter, high current electronics, and modification of materials with particles beams and plasma flows". – Tomsk, 2000. – V.3. – P.107-110.
 65. Proscurovsky D.I., Rotshtein V.P., Ozur G.E. et al. Pulsed electron-beam technology for surface modification of metallic materials// J.Vac.Sci. Technol. – 1998. – Vol. A16, № 4. – P. 2480-2488.
 66. Погребняк А.Д., Шумкова Н.И. Модификация металлических покрытий под действием низкоэнергетического сильнооточного пучка электронов // ФиХОМ. – 1999. – № 6. – С. 13-16.
 67. Васильев В.Д., Демидов Б.А., Кузьменко Т.Г. и др. Образование аморфной структуры в сплавах на основе железа при обработке поверхности сильнооточным пучком электронов // ДАН СССР. – 1982. – Т. 268, № 3. – С. 605.
 68. Иванов Ю.Ф., Итин В.И., Лыков С.В. и др. Структурно-морфологические основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий// Известия РАН Металлы. – 1993. – № 3. – С. 132-140.
 69. Иванов Ю.Ф., Итин В.И., Лыков С.В. и др. Структурные превращения в сталях под воздействием мощных потоков энергии // ФММ. – 1993. – Т. 5, № 75. – С. 103-112.
 70. Иванов Ю.Ф., Итин В.И., Лыков С.В. и др. Диссипация энергии волны напряжений и структурные изменения в сталях, облученных импульсным электронным пучком // ДАН СССР. – 1991. – Т. 38, – № 6. – С. 1192-1196.
 71. Лыков С.В., Итин В.И., Месяц Г.А. и др. Эволюция волн напряжений, возбуждаемых в металлах импульсным электронным пучком//ДАН СССР. – 1990. – Т. 310, № 4. – С. 858-861.
 72. Панин В.Е., Теплоухов В.Л., Сахнова Л.В. и др. Аномальный массоперенос, фазовые и структурные превращения в α -Fe при электронном импульсном воздействии // Изв. вузов. Физика. – 1994. – Т. 37, № 4. – С. 95-99.
 73. Zecca A., Brusa R.S., Duarte M., Pogrebnjak A.D. et al. Modification of α -Fe surface using low energy high current electron beam // Phys. Letters A. – 1993. – Vol. 175, № 6. – P. 433-440.
 74. Погребняк А.Д., Ошнер Р., Зекка А. и др. Изменение дефектной структуры и физико-механических свойств α -Fe, облученного сильнооточным электронным пучком // ФиХОМ. – 1996. – № 1. – С. 29-37.
 75. Pogrebnjak A.D. Utilization of high power ion beams and high current electron beams for modification of metalline materials// Proc. of the "10th Int. Conf. on High Power Particle Beams". – San Diego (USA). – 1994. – Vol. 2. – P.232-235.
 76. Follstaedt D.M., Knapp J.A. Metastable Fe(Pd) alloys formed by pulsed electron beam melting // Proceeding MRS. – 1983. – P. 745-750.
 77. Попов В.Ф., Горин Ю.Н.. Процессы и установки электронно-ионной технологии. – М.: Высшая школа, 1988. – 255 с.
 78. Веригин А.А., Крючков Ю.Ю., Погребняк А.Д. и др. Модификация структуры приповерхностного слоя вольфрама под действием мощного ионного пучка // Поверхность. – 1988. – № 9. – С.106-111.
 79. Иванов Ю.Ф., Погребняк А.Д., Мартыненко В.А. и др. Структурно-фазовые изменения железа α -Fe, имплан-тированного высокими дозами ионов// ФиХОМ. – 1996. – № 6. – С. 13-19.
 80. Фазовые превращения при облучении / Под ред. Ф.В. Нолфи. – Челябинск: Металлургия. Челябинское отделение, 1989. – 312 с.
 81. Chistjakov S.A., Gagarin A.M., Koishibaev R.G. et al. Ion mixing of near surface layers in Au-Cu, Cu-Mo systems irradiated by HPIB // Phys. Letters A. – 1988. – Vol. 131, № 1. – P. 73-77.
 82. Pogrebnjak A.D., Pemnev G.E., Plotnikov S.V. High-power ion beam-induced melting and mixing in deposited structures // Material Science and Engineering. – 1989. – Vol. A115. – P. 175-178.
 83. Chistjakov S.A., Pogrebnjak A.D., Pemnev G.E. Dynamical processes and changes in metal structures induced by high power ion beams // NIM. – 1989. – Vol. B 42. – P.342-345.
 84. Кейшибаев Р.Г., Крючков Ю.Ю., Малютин В.М. и др. Перемешивание тонких металлических струк-

- тур Au/Cu и Cu/Mo под действием мощных ионных пучков // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1990. – Вып.9. – С.78-85.
85. Davis H.A., Rej D.J., Waganaar W.J. et al. Intense ion beam characterization and thermal modeling for beam materials processing// Proc. of the “10th Int. conf. of high power particle beams: Beams’94”. – San Diego (USA). – 1994. – Vol. 1. – P.226-231.
 86. Батурин А.А., Крючков Ю.Ю., Малютин В.М. и др. Электронно-лучевое перемешивание и модификация тонких поверхностных слоев металлических материалов при воздействии низкоэнергетичным сильноточным электронным пучком. – Томск: Издание Томского научного центра СО АН СССР, 1991. – 39 с.
 87. Иванов Ю.Ф., Марков А.Б., Назаров Д.С. и др. Импульсное электронно-лучевое перемешивание системы Fe-Ta: Препринт №18 Томский научный центр РАН, 1993. 20 с.
 88. Pogrebnjak A.D., Bratushka S., Boyko V.I. et. al. A review of mixing processing in Ta/Fe and Mo/Fe system treated by high current electron beams // NIM B. – 1998. – P. 373-390.
 89. Pogrebnjak A.D., Bojko V.I., Lavrentyev V.I. et al. Modification processes in surface layers of metallic materials using pulsed particles’ beams. 1. Mass transfer and mixing processes as a result of high-current electron beam treatment// Met. Phys. Adv. Tech. – 1999. – Vol. 17. – P.1043-1055.
 90. Чистяков С.А., Халиков С.В., Яловец А.П. Исследование формирования упругопластических волн в металлической мишени при воздействии потоков заряженных частиц // ЖТФ. – 1993. – Т. 63, № 1. – С. 31-40.
 91. Yalovets F.P., Volkov N.B., Mayer A.E. Tension fields in irradiated target generated by instability of plasma-solid boundary//Proc. of “1st Intern. congress on radiation physics and chemistry of condensed matter, high current electronics, and modification of materials with particles beams and plasma flows”. – Tomsk. – 2000. – Vol. 3. – P. 36 - 40.
 92. Le X.Y, Zhao W.J., Yan S. et al. Thermal-dynamic calculation of aluminum irradiated by intense pulse ion beams with various parameters// Proc. of “1st Intern. congress on radiation physics and chemistry of condensed matter, high current electronics, and modification of materials with particles beams and plasma flows”. – Tomsk. – 2000. – Vol. 3. – P. 31-35.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В ПОВЕРХНЕВИХ ШАРАХ І ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ ПІСЛЯ ІМПУЛЬСНОЇ ДІЇ ПУЧКІВ ЧАСТИНОК

О.Д. Погребняк, О.П. Кульментьєва

Узагальнено результати комплексних досліджень морфології поверхні, мікроструктури, фізико-механічних властивостей різних металів і сплавів, модифікованих імпульсними пучками частинок (потужними іонними пучками і низькоенергетичними потужнострумівими електронними пучками). Виявлено основні механізми, відповідальні за рельєф поверхні, що формується, за зміну елементного і фазового складу поверхневих шарів і трансформацію дефектної структури в глибині матеріалів, оброблених концентрованими потоками енергії.

STRUCTURE-PHASE TRANSFORMATIONS IN NEAR-SURFACE LAYERS AND PROPERTIES OF METAL MATERIALS AFTER PULSE INFLUENCE OF PARTICLE BEAMS

A.D. Pogrebnjak, O.P. Kul'ment'eva

The results of complex researches of morphology surface, microstructure, physical and mechanical properties of different metals and alloys modified by pulsed particles beams (powerful ion beams and low-energy high-current electron beams) are generalized. The basic mechanisms responsible for the surface relief under formation, change of element and phase content of surface layers and transformation of defect structure in the bulk of the materials treated by concentrated flows of energy are revealed.