

Эволюция структуры и свойств нержавеющей сталей, облученных различными видами частиц

Evolution of the structure and properties of the stainless steels irradiated by various kinds of particles

Русакова А.В., Алонцева Д.Л., Прохоренкова Н.В.

Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д.Серикбаева, Усть-Каменогорск
(E-mail: arussakova@gmail.com)

ПЭМ, РЭМ, рентгенқұрылымдық талдау, кері шашыраушы электрондар дифракциясы және микротақтылықты өлшеу әдістерімен 12X18H10T болатты криптонның ауыр иондарымен сәулелендіргеннен кейін және 3 болатты оған плазмалық ағыншамен Ni-Cr негізінде жабындыны жаққаннан және плазмамен жабуды қайта балқытқаннан кейінгі құрылымдық-фазалық күйі және механикалық қасиеттері зерттелген. Сәулелендірілгенге дейінгі және кейінгі болаттың құрылымы мен қасиеттеріндегі айырмашылықтары анықталған. Сәулелендірген кездегі негізгі фазалық және құрылымдық өзгерістер 12X18H10T болаттың иондарымен сәулелендірілген беттік алды қабатта және 3 болаттың жабындыға жанасып жатқан қабатында жүреді. Берілген болаттардың сәулелендіру кезінде беріктенуінің негізгі себебі беттіктің деформациясы есебінен мартенсит фазасының түзілуі және деформациялық беріктену, ол құрылымы мен қасиеттерін анықтаушы негізгі факторлар сәулелендіру параметрлері болып табылады.

TEM, XRD, SEM, EBSD and microhardness test analysis of structure-phase composition and mechanical properties of Steel 12X18H10T after irradiation by ^{84}Kr heavy ions, and Steel 3 with Ni-Cr composite powder coatings, deposited by plasma detonation, before and after additional melting by plasma jet established certain differences in structure and mechanical properties of these steels before and after irradiation. The main structural phase changes take place in near surface area in Steel 12X18H10T irradiated by ions; and in coating — substrate contact area in Steel 3. The main reason of hardening of these steels under irradiation is mechanical hardening and the occurrence of martensite phases after surface deformation. The prime factors that define the structure and properties of steels are irradiation parameters.

Введение

В последнее время внимание многих исследователей [1; 233, 2, 3, 4; 184, 5; 196] привлечено к проблеме модификации поверхности конструкционных материалов ионной имплантацией, плазмой и электронными пучками. Эти исследования направлены на получение материалов с заданными поверхностными свойствами, а также на получение важной информации о микроскопических аспектах металлургии, о возможных механизмах упрочнения поверхности. Новые технологии позволяют получать особые структурно-фазовые состояния в обработанных материалах и управлять некоторыми свойствами твердых тел.

Импульсные электронные пучки (ИЭП) успешно используются для поверхностной или объемной обработки металлических материалов. Это связано с возможностью осуществления уникальных параметров термического воздействия при импульсном облучении. При облучении сложнотермически обработанных сплавов могут протекать фазово-структурные превращения, в значительной степени влияющие на модификацию свойств материалов. При этом основное внимание сосредоточено на исследовании тонкого приповерхностного слоя, порядка длины пробега имплантируемых ионов в веществе (0,01–1 мкм) [1; 301, 2, 3, 5; 259].

Особенностью плазменно-детонационного метода нанесения порошковых покрытий является формирование достаточно толстых покрытий (толщина 150–500 мкм) в отличие от методов PVD, CVD и PED, при которых формируются тонкие пленки на подложке. Из-за относительно большой толщины покрытий, нанесенных плазменной детонацией, нельзя отождествлять их свойства и структуру с аналогичными для покрытий, близких по химическому составу, но полученными другими методами. Одной из основных проблем покрытий, нанесенных плазменной струей, является их пористость и плохая адгезия к подложке. Следствием этого является недостаточно хорошая стойкость к коррозии и износу. В работе [6], посвященной определению коррозионной стойкости металлических и металлокерамических покрытий на стали AISI 304L, нанесенных методом плазменного напыления,

описаны покрытия толщиной от 150 до 500 мкм и отмечено, что основной причиной пониженной коррозионной стойкости является повышенная пористость покрытия.

Для устранения недостатков используют облучение покрытий электронным пучком в вакууме или повторный проход плазменной струи без порошка покрытия по поверхности покрытий в воздушной среде (дуплексные обработки). В обоих случаях достигается плавление обрабатываемого материала на толщину покрытия, а в большинстве случаев и оплавление подложки на 1–2, а иногда и 3 глубины покрытия [1; 489, 4; 198]. Практический опыт использования комбинированных технологий нанесения порошковых покрытий методом плазменной детонации с последующей модификацией электронным облучением или плазмой позволяет утверждать, что механические свойства таких покрытий из металлов и сплавов (микро- и нанотвердость, износостойкость, коррозионная стойкость) очень хорошие [1; 390, 4; 251, 7, 8]. Но влияние воздействия данных обработок на стальную подложку исследовано недостаточно, хотя именно свойства подложек могут сильно влиять на адгезию покрытий и в целом на их качество.

Цель данной работы: экспериментально установить структурно-фазовое состояние и механические свойства стали 12X18H10T после облучения тяжелыми ионами криптона и стали 3 после нанесения на нее плазменной струей покрытий на основе Ni-Cr и после повторного оплавления покрытия плазмой; установить различия в структуре и свойствах сталей до и после облучения, выявить общие особенности влияния разных видов облучения на данные стали, определить механизмы упрочнения сталей при облучении.

Экспериментальная часть

Материалы и методы физического эксперимента. В качестве объектов для исследования были выбраны следующие образцы нержавеющей стали:

1. Нержавеющая сталь 3 (Fe — основа; C — 0,25 вес.%; Mn — 0,8 вес.%; Si — 0,37 вес.%; P — менее 0,045 вес.%), на которую наносились защитные покрытия толщиной от 80 до 300 мкм из порошковых сплавов. Для нанесения покрытий использовали порошки стандартного состава на основе Ni-Cr (Ni — осн.; Cr — 8–14 вес.%; B — 2,3 вес.%; Si — 1,2–3,2 вес.%; Fe — 5 вес.%; C — 0,5 вес.%) и ПГ-10Н-01 (Ni — осн.; Cr — 14–20 вес.%; B — 3,3 вес.%; Si — 4,8 вес.%; Fe — до 7 вес.%; C — 0,8 вес.%).

2. Аустенитная нержавеющая сталь 12X18H10T (C — до 0,12 вес.%; Si — до 0,8 вес.%; Mn — до 2 вес.%; Ni — 9–11 вес.%; S — до 0,02 вес.%; P — до 0,035 вес.%; Cr — 17–19 вес.%; Cu — до 0,3 вес.%; Ti — 0,8 вес.%; остальное — Fe), облученная высокоэнергетически тяжелыми ионами ^{84}Kr ($E = 1,56$ МэВ/нуклон) и флюенсами $1 \cdot 10^{15}$ и $4 \cdot 10^{15}$ ион/см².

В первом эксперименте для напыления применялся порошок с размером фракций от 56 до 260 мкм, а размер образцов составлял $20 \times 30 \times 2$ мм³, их поверхность предварительно подвергалась пескоструйной обработке. Порошковые покрытия осаждались в воздушной среде при следующих режимах импульсно-плазменного напыления: расстояние от образца до среза сопла плазмотрона 60 мм, скорость перемещения образца 360 мм/мин, частота следования импульсов свыше 4 Гц, расход порошка 21,6 г/мин, емкость конденсаторной батареи 800 мкФ. Длительность импульса 0,6 мкс. В качестве горючих и плазмообразующих газов использовали пропан, кислород и воздух. Материалом эродированного электрода плазмотрона был выбран Мо. После охлаждения образцов в камере плазмотрона на образцы воздействовали потоками импульсной плазмы в режиме оплавления (от одного до трех проходов). Режимы работы плазмотрона были такими же, как и при напылении, однако частота следования импульсов равнялась 2,5 Гц. Нанесение покрытий и их модификация проведены в СИМП (Сумы, Украина).

Во втором эксперименте перед облучением образцы подвергли стабилизирующему отжигу (1050 °С, 30 мин), а также, для достижения хорошего качества поверхности, электрополировке. Образцы были облучены высокоэнергетическими ионами ^{84}Kr ($E = 1,56$ МэВ/нуклон, $\Phi_1 = 1 \cdot 10^{15}$ ион/см²; $\Phi_2 = 4 \cdot 10^{15}$ ион/см²) на ускорителе ДЦ-60 (Астана). В процессе облучения все образцы монтировали в специальный держатель и помещали в вакуумную камеру (10^{-4} Па). Во время облучения поддерживалась комнатная температура и с этой целью осуществлялось принудительное охлаждение проточной водой.

Исследования состава, микроструктуры поверхности и морфологии проводили методами рентгеновской флуоресцентной микроскопии на спектрометре СРВ-1 (ТОО «Техноаналит», Казахстан) и методами сканирующей электронной микроскопии на микроскопах JSM-6390LV и JSM-7500F

(«JEOL», Япония), оснащенных приставками энергодисперсионного анализа INCA ENERGY («Oxford Instruments», Великобритания). Микроскоп JSM-7500F также оснащен детектором обратно рассеянных электронов (HKL-детектор). Для получения текстурных характеристик образцов во втором эксперименте использовался метод анализа дифракционных картин обратно рассеянных электронов (EBSD) с применением Кикучи-линий. Разрешение метода составляло 200 нм, точность определения ориентации 1° .

Металлографическое исследование подложки и поверхности образцов проводили на инвертированном фотомикроскопе отраженного света Neophot-21 («Carl Zeiss», Германия) и при помощи инверсионного металлографического микроскопа Olympus GX51 (Россия).

Исследования методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) проводили на JEM-2100 («JEOL», Япония). Исследовали фольги из покрытия, предварительно механически утоненные и протравленные аргонными пучками в вакууме до образования сквозного отверстия на установке PIPS (Gatan, Япония), с энергией пучка 5 кэВ.

Испытания на микротвердость в первом эксперименте проводили, используя микротвердомер ПМТ-3 (ЛОМО, Россия), во втором использовали микротвердомер LM-700 (LECO, Россия).

Процессы накопления и распределения магнитной мартенситной α -фазы исследовали с использованием ферроизмерителя F-1053 и методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) с помощью HKL-детектора.

Результаты и их обсуждение

Различия микротвердости. Для того чтобы выяснить, как влияет нанесение покрытий методом плазменной детонации и облучение импульсной плазмой и тяжелыми частицами на прочностные свойства сталей, применяли метод измерения микротвердости.

На рисунке 1 представлены результаты измерений микротвердости на поперечных шлифах покрытий до и после облучения. Анализ частотных гистограмм показал, что распределение значений микротвердости подложки подчиняется нормальному распределению Гаусса, без резких отклонений от среднего, дисперсия значений не превышает 3 %, среднее значение 2 ГПа.

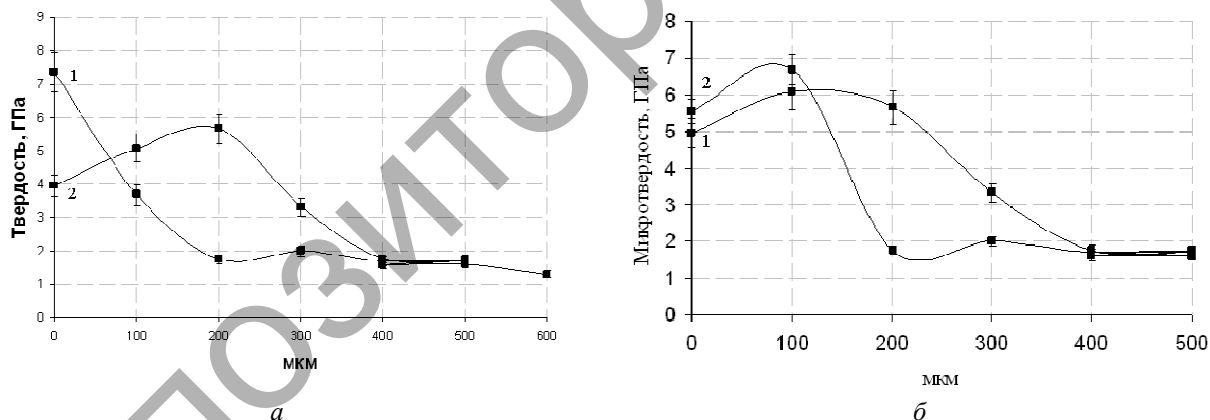


Рис. 1. Зависимость микротвердости различных покрытий ПГ-10Н-019 (а) и ПГ-19Н-01 (б); 1 — до облучения; 2 — после облучения

Среднее значение микротвердости оплавленного проходом плазменной струи покрытия не хуже, чем в покрытиях до облучения (5,5 ГПа), а микротвердость переходного к подложке слоя возрастает после дуплексной обработки в среднем на 1 ГПа. Однако максимальные значения микротвердости на поверхности достигают 7 ГПа у необработанных покрытий и только 5 ГПа у покрытий после дуплексной обработки. Как видно из рисунка 1, характерным для облученных образцов является возникновение переходного от подложки к покрытию слоя с повышенной микротвердостью (до 6 ГПа). При средней толщине покрытия 150 мкм толщина модифицированного слоя составляет в среднем 100 мкм, и микротвердость стали 3 в этом слое достигает максимальных значений — 5 ГПа (среднее значение микротвердости подложки — 3 ГПа, что в 1,5 раза выше микротвердости подложки до облучения со стороны покрытия).

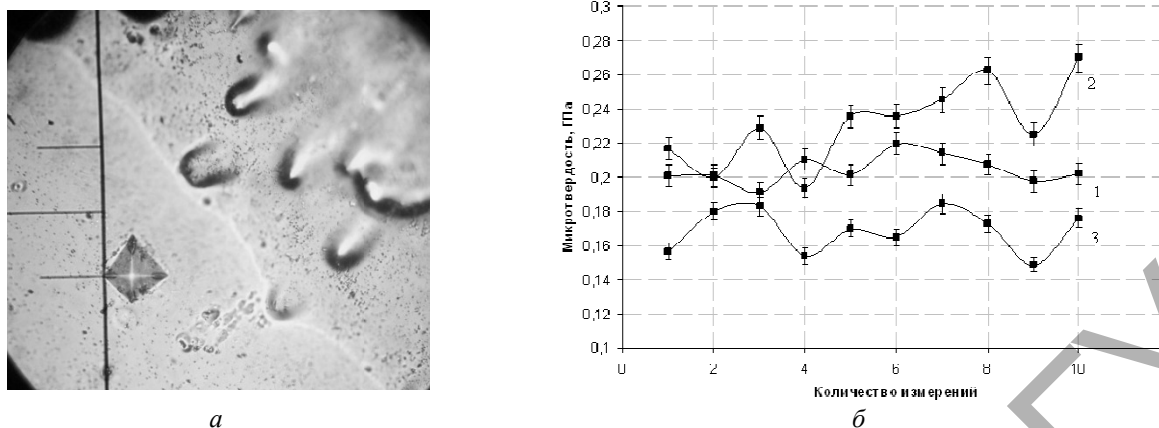


Рис. 2. Торец образца стали 12X18N10T, облученной ионами ^{84}Kr (справа — облученная часть) (а), $\times 500$; б — распределение микротвердости: 1 — исходного образца; 2 — облученного ионами ^{84}Kr , $\Phi_1 = 1 \cdot 10^{15}$ ион/см 2 ; 3 — облученного ионами ^{84}Kr , $\Phi_2 = 4 \cdot 10^{15}$ ион/см 2

Из рисунка 2б видно, что микротвердость образца стали, облученного флюенсом $1 \cdot 10^{15}$ ион/см 2 , возрастает. Это может быть связано с образованием карбидов на поверхности материала в процессе облучения (рис. 2а). Средние значения микротвердости следующие: у исходного образца стали — 0,21 ГПа, облученного флюенсом $1 \cdot 10^{15}$ частиц/см 2 — 0,24 ГПа и у облученного флюенсом $4 \cdot 10^{15}$ ион/см 2 — 0,17 ГПа. Дальнейшее повышение флюенса приводит к разупрочнению поверхности.

Особенности микроструктуры. На рисунке 3а представлено характерное изображение микроструктуры подложки стали 3 после электролитического травления, выявившего границы зерен. Подложка имеет крупнозернистую структуру со средним линейным размером зерна 15 мкм, с ОЦК решеткой. α -Модификация железа имеет параметр решетки, который несколько колеблется: от 2,860 Å для подложки с покрытием из ПГ-10Н-01 до 2,866 Å для подложки с покрытием из ПГ-19Н-01. Обнаружены в контактном с покрытием слое стали участки, в которых произошли структурные превращения, их объемная доля составляет не более 15 % (рис. 3б). Морфология выделений позволила предположить мартенситное превращение. Аналогичное превращение в контактном с покрытием слое стали SS-400, а именно появление иглообразных кристаллов мартенсита, образовавшихся при $\gamma \rightarrow \alpha$ -мартенситном превращении участков покрытия, обогащенных железом, хромом и углеродом, наблюдалось в работе [1; 404]. Авторы основывают свое предположение на анализе микроэлектроннограмм и отмечают, что мартенситное превращение сопровождается формированием в покрытии областей с высокой (порядка $9 \cdot 10^{10}$ см $^{-2}$) плотностью дислокаций. Полагаем, что изменение структуры подложки стали 3 обусловлено ударным воздействием плазменной струи при нанесении покрытия. Количество областей с образованием предположительно переходной структуры мартенсита в стали 3 невелико, что согласуется с видимым на рисунке 1б фактическим отсутствием переходного к подложке слоя с повышенной микротвердостью у покрытий до облучения. Мартенситные превращения в сталях при импульсном электронном облучении отмечают в работах [2, 3].

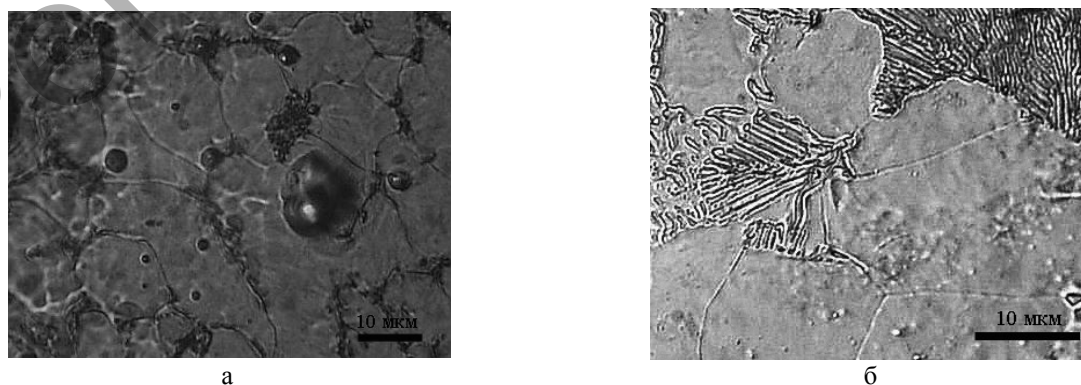


Рис. 3. Микроструктура стали 3: подложка покрытия ПГ-19Н-01 (а); контактный слой с покрытием (б)

Подтверждением ударного воздействия плазменной струи на материал подложки служит наличие в слое контакта покрытий на основе Ni–Cr с подложкой характерных областей со структурой деформации, обнаруженное методами ПЭМ (рис. 4).

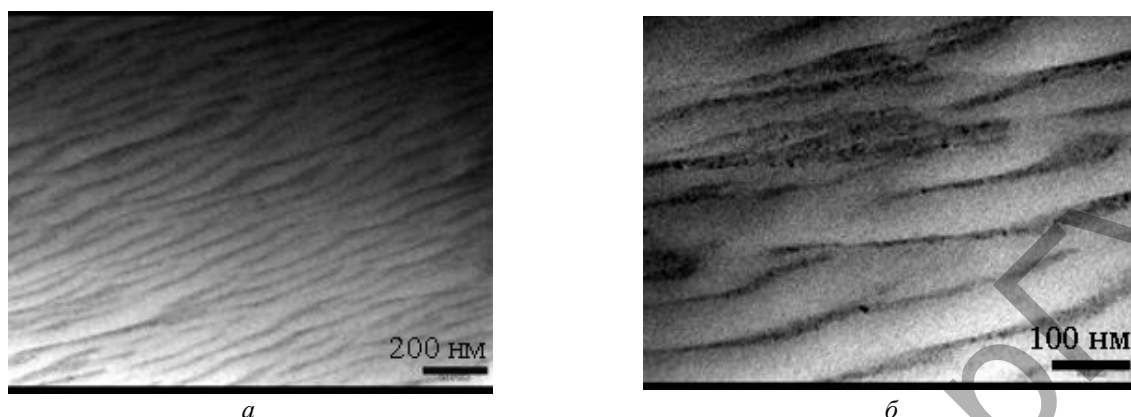


Рис. 4. Протяженные дефекты микроструктуры в контактном слое «покрытие-подложка», обусловленные деформацией подложки стали 3 при нанесении покрытия ПГ-19Н-01 методом плазменной детонации

В результате исследований элементного состава установлено, что до повторного облучения покрытия взаимного проникновения элементов покрытия и подложки в масштабах, фиксируемых методом энергодисперсионного анализа (EDS), не происходит (табл. 1, рис. 5). Отмечается, что покрытия, нанесенные методом плазменной детонации, как и сталь 12Х18Н10Т после облучения, имеют явно выраженную границу с подложкой (исходным образцом) (рис. 2а и рис. 4).

Т а б л и ц а 1

Результаты анализа (вес. %) по глубине элементного состава образца с покрытием ПГ-19Н-01 в точках, указанных на рисунке 5

Спектр	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Примечание
5			0,36	99,64		Подложка (сталь 3)
4			0,35	99,65		Подложка, переходный слой
6	3,42	10,66		4,27	81,64	Покрытие

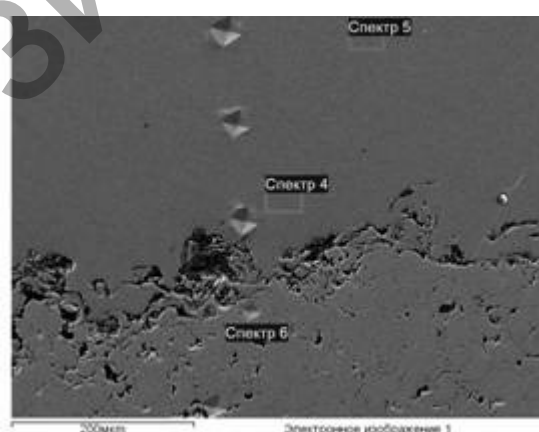


Рис. 5. Изображение поперечного сечения образца с покрытием ПГ-19Н-01, полученное в режиме вторичных электронов (покрытие внизу на фото). Видны отпечатки пирамидки микротвердомера. Указана разметка съемки для микроанализа

Рентгенодифрактометрические исследования образцов стали 12Х18Н10Т, облученных на ускорителе ДЦ-60 ионами ^{84}Kr различными флюенсами, показали, что облучение не приводит к закономерному изменению параметра решетки. Облучение представленными дозами приводит к увеличе-

нию ширины FWHM (полной ширины на половине максимума) и площади Net Area дифракционного рефлекса (220), т.е. уменьшаются размеры блоков когерентного рассеяния и увеличиваются микроискажения структуры. Образования новых фаз после облучения указанными дозами не наблюдается. Также следует отметить и тот факт, что с помощью феррозонда не обнаружено наличия ферромагнитной фазы в облученных образцах.

Металлография облученных образцов стали 12X18H10T показала, что результат воздействия пучка ионов ^{84}Kr различными флюенсами существенно отличен. Для того чтобы подробно изучить структуру покрытий и облученных стальных образцов, оценить их элементный состав, методом сканирующей электронной микроскопии (SEM) были получены изображения поверхности во вторичных электронах. После облучения ионами криптона до дозы $1 \cdot 10^{15}$ ион/см² на облученной поверхности формируются блистеры, карбиды (нитриды) (рис. 6). Наличие карбидов доказывается их неправильной формой, большим содержанием углерода и высокой микротвердостью. Помимо карбидов, очевидно, существуют нитриды. Средний диаметр карбидов (нитридов) составляет от 100 до 200 нм. Кроме карбидов и/или нитридов на поверхности облученного образца присутствуют блистеры. Они правильной круглой формы и диаметр их, гораздо меньший диаметра вторичных образований, составляет порядка 20–60 нм. При увеличении дозы облучения до $4 \cdot 10^{15}$ частиц/см² наряду с образованием блистеров имеет место интенсивное формирование вскрытых блистеров, а также эрозия поверхности (рис. 6б). Этим можно объяснить уменьшение микротвердости с увеличением флюенса.

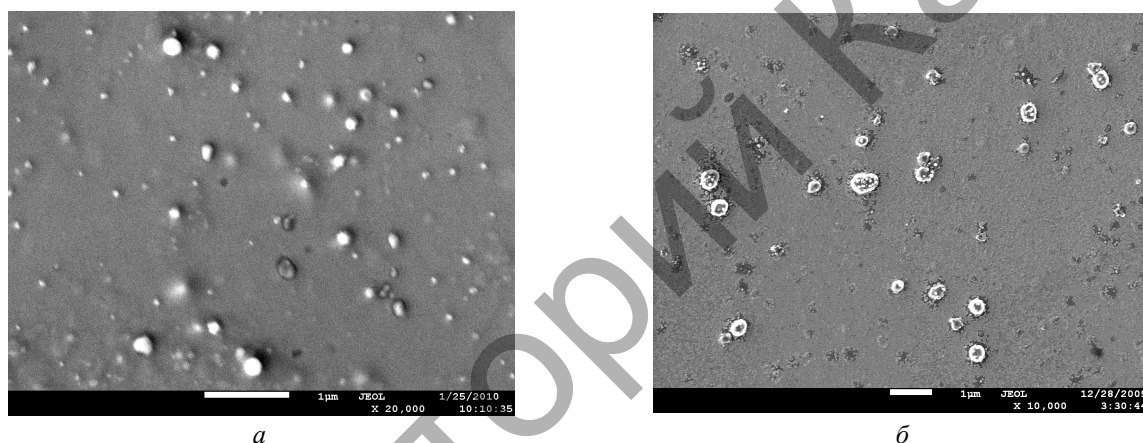


Рис. 6. Микроструктура стали 12X18H10T, облученной ^{84}Kr флюенсом $1 \cdot 10^{15}$ ион/см² (а) и $4 \cdot 10^{15}$ ион/см² (б)

Структурно-фазовые превращения при облучении. Возникновение характерного переходного от покрытия к подложке слоя с повышенной микротвердостью у покрытий на основе Ni-Cr (рис. 1) свидетельствует о структурно-фазовых превращениях в покрытии и подложке при дополнительном облучении проходом плазменной струи по поверхности покрытия. По данным рентгеновского флуоресцентного анализа обнаружено появление в никелевой матрице покрытий железа из подложки и, напротив, проникновение хрома из покрытия в сталь 3. Массовая доля Fe на поверхности после нанесения напыления может возрастать в отдельных случаях до 45 мас.%. Увеличение массовой доли железа на поверхности покрытий после облучения подтверждается и данными EDS, так же как появление хрома в стали (рис. 7, табл. 2), меняется вид границы покрытия с подложкой (рис. 7) по сравнению с тем же покрытием до оплавления (рис. 5).

Так как железо может проникать в покрытие только из подложки, а хром — в подложку из покрытия, то можно предполагать возникновение термоупругих волн при обработке импульсной плазменной струей. При импульсном облучении образца его температура резко возрастает и образуется термоупругая волна, увлекающая атомы Cr в подложку, волна отражается от более массивной подложки и увлекает атомы Fe в покрытие. Другое вероятное объяснение — это радиационно-стимулированная диффузия, каковая наблюдалась в сходном эксперименте [9]. В работе [9] установлено, что облучение импульсными электронными пучками приводит к существенным морфологическим, структурным и фазовым изменениям поверхностных слоев сплава WC-Co, вызывает усиленный массоперенос с коэффициентами диффузии, превышающими на 8–9 порядков коэффициенты радиа-

ционно-стимулированной диффузии при облучении материалов непрерывными потоками частиц средней плотности. Авторы [9] полагают, что структурно-фазовые превращения, происходящие в поверхностных слоях при облучении и приводящие к существенному изменению их физико-механических свойств, определяются динамикой возбуждаемых в мишени тепловых полей и волн механических напряжений.

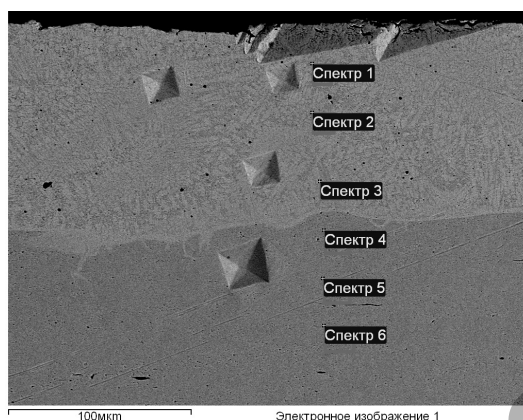


Рис. 7. Изображение поперечного сечения облученного образца с покрытием ПГ-19Н-01 после оплавления плазменной струей. Видны отпечатки пирамидки микротвердомера. Указана разметка съемки для микроанализа

Т а б л и ц а 2

Результаты анализа по глубине элементного состава образца (в вес.%) с дуплексной обработкой покрытия ПГ-19Н-01 в точках, указанных на рисунке 7

Спектр	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Итого	Примечание
1	2,76	11,56		44,75	40,93	100,00	Поверхность покрытия
2	1,99	7,97		59,96	30,09	100,00	Покрытие
3	1,60	6,06	0,42	68,16	23,75	100,00	Подложка, переходный слой
4		0,31	0,55	99,14		100,00	Подложка
5			0,63	99,37		100,00	Подложка
6			0,51	99,49		100,00	Подложка

Для определения количества феррофазы в облученной стали 12Х18Н10Т использовали метод EBSD-анализа. Измерения намагниченности образцов стали 12Х18Н10Т до и после облучения криптоном при помощи прибора Fischer MP-30 и исследования на дифрактометре Bruker не обнаружили магнитной фазы в образцах. С учетом того, что глубина проникновения иголочки магнитного щупа слишком велика (~1 мм), а чувствительность дифрактометра не позволяет выявить столь малое количество феррофазы, метод EBSD-анализа выбран как более чувствительный.

На рисунке 8 показаны фотографии, полученные с использованием EBSD-анализа. Видны чешуйкообразные дефекты и вздутия, которые распределены неравномерно. На рисунке 8а, где изображена зеренная структура, видно, что плотность «блистеров» различна в различных зернах. В одних зернах дефектов меньше, в других их плотность существенно выше.

Карта распределения фаз (рис. 8б, в и рис. 9б, в) показывает, что в результате облучения такими ионами криптона в приповерхностном слое стали 12Х18Н10Т образуются две метастабильные фазы (α и ϵ). Особенностью фаз является их чрезвычайная мелкодисперсность (менее 0,1 мкм). ОЦК-фаза (α -мартенсит) тяготеет преимущественно к границам зерен. Морфология α -фазы — крупные и очень мелкие кристаллы, неравномерно набросанные внутри зерна. Их отличительной особенностью является и то, что, располагаясь внутри зерна, они имеют такую же ориентацию, как и само зерно. Изменение флюенса ионов приводит к более мелкозернистой структуре по сравнению с исходным образцом, но преимущественная ориентация зерен сохраняется и имеет направление (101), такую же ориентацию имеют и зерна ОЦК-фазы. ϵ -Мартенсит (ГПУ-фаза) тяготеет к зернам с ориентацией (111), но при этом может иметь ориентацию как (120), так и (010). В целом ГПУ-мартенсит располагается хаотично по образцу и не имеет конкретных областей локализации.

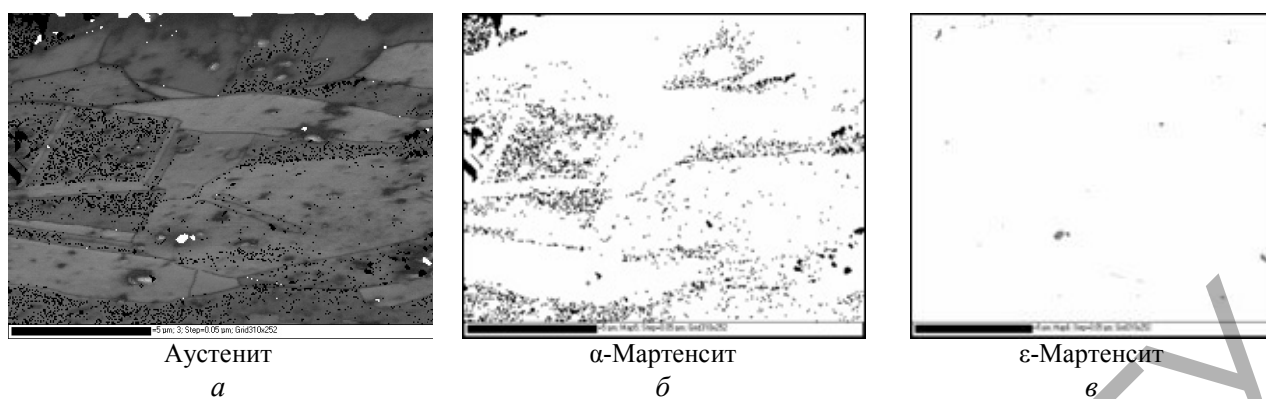


Рис. 8. Карта фаз, снятая в режиме EBSD, $\times 7500$ для образца стали 12X18H10T, облученного ^{84}Kr флюенсом $\Phi_1 = 1 \cdot 10^{15}$ ион/см 2 (шаг сканирования 0,05 мкм)

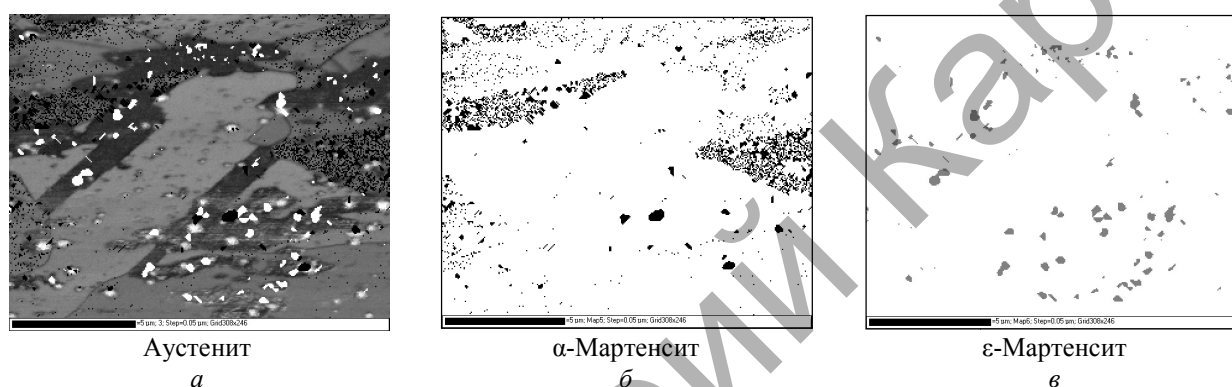


Рис. 9. Карта фаз, снятая в режиме EBSD, $\times 7500$ для образца стали 12X18H10T, облученного ^{84}Kr флюенсом $\Phi_2 = 4 \cdot 10^{15}$ ион/см 2 (шаг сканирования 0,05 мкм)

Количество магнитной фазы в стали возрастает с увеличением флюенса ионов: в образце стали, облученной флюенсом $1 \cdot 10^{15}$ ион/см 2 , составляет около 8 % (ϵ -мартенсита — 1 %), а в образце стали, облученной флюенсом $4 \cdot 10^{15}$ ион/см 2 , — около 9 % (ϵ -мартенсита — 2 %).

Выводы

В нержавеющей стали 3, на которую методом плазменной детонации наносились защитные покрытия из порошковых сплавов на основе Ni–Cr, обнаружены структурные изменения, обусловленные ударным воздействием плазменной струи. Дополнительное облучение импульсной плазмой со стороны покрытия приводит к эффекту проникновения железа из подложки в покрытие и хрома — из покрытия в подложку. При этом в подложке образуется переходный к покрытию слой толщиной порядка 100 мкм, обладающий повышенной микротвердостью (до 5 ГПа), микротвердость стали 3 в переходном слое возрастает по сравнению с микротвердостью данной подложки до обработки примерно на 1 ГПа.

Проведенные комплексные исследования нержавеющей стали 12X18H10T показывают, что применение метода EBSD позволяет выявить различие в необлученных и облученных образцах стали 12X18H10T, заключающееся в том, что в приповерхностном слое облученного образца формируются α - и ϵ -фазы. α -Мартенсит располагается преимущественно внутри зерен, с ориентацией (101), и сам обладает аналогичной кристаллографической ориентацией. ϵ -Мартенсит не имеет конкретной локализации и располагается хаотично по всему образцу. Установлено, что увеличение флюенса приводит к увеличению количества магнитной α -фазы, но не влияет на кристаллографическую ориентацию зерна, в котором протекают фазовые превращения. После облучения тяжелыми частицами в стали образуется упрочненный слой (с карбидами, нитридами и наноразмерными блистерами) с микротвердостью 0,24 ГПа. Методом рентгеновской дифракции обнаружены микроискажения структуры. С ростом флюенса поверхность разупрочняется (вскрытие блистеров и эрозия) и микротвердость падает до 0,17 ГПа.

Основные фазовые и структурные изменения при облучении идут в приповерхностном слое облученной ионами стали 12X18H10T и в примыкающем к покрытию слое стали 3. Одной из главных причин, приводящих к упрочнению данных сталей при облучении, является образование фаз мартенсита за счет деформации поверхности, отмечается также деформационное упрочнение. Основными факторами, определяющими изменения микроструктуры и свойств сталей, являются параметры облучения.

References

1. Kadyrzhanov K.K., Komarov F.F. et al. Ion-beam and Ion-plasma Modification of Materials. — M.: MSU Press, 2005. — P. 640.
2. Maksimkin O.P., Kadirov Kh.G. et al. Defective structure of a steel 12X18H10T, subjected to an irradiation pulse electronic streams and to deformation // FMM. — 2004. — P. 97. — Vol. 4. — P. 1–4.
3. Zhdan G.T., Kadirov Kh.G. et al. Change of structure and mechanical properties of a steel 12X18H10T, by irradiated powerful pulse beams electrons // Izvestiya VUZov. Ser. physical and mathematical. — 1999. — № 2. — P. 47–54.
4. Pogrebnyak A.D., Kylyshkanov M.K., Alontseva D.L. Structure and properties of materials and composite coatings before and after exposure to concentrated energy flow. — Ust-Kamenogorsk: EKSTU, 2008. — P. 296.
5. Azarenkov N.A., Bersenev V.M., Pogrebnyak A.D. Structure and properties of sheetings and the modified layers of materials. — Kharkov: KhNU, 2007. — P. 560.
6. Celik E. Corrosion behavior of plasma sprayed coatings / E.Celik, I.Ozdemir, E.Avci and Y.Tsunekawa // Surface and Coatings Technology. — 2005. — Vol. 193. — P. 297–302.
7. Pogrebnyak A.D., Ruzimov Sh.M. et al. Structure and properties of coatings on Ni base deposited using a plasma jet before and after electron a beam irradiation // Vacuum. — 2007. — Vol. 81. — P. 1243–1251.
8. Alontseva D.L. Structure and properties of Ni-Cr based coatings after duplex treatment // Izvestiya VUZov. Ser. Fizika. — 2009. — № 8/2. — P. 376–380.
9. Pischasov N.I., Nicolaev A.V. Modifying of structure and properties of solid alloys of system WC-Co by heavy current beams of the charged particles // Vestnik of Omsk University. — 1996. — № 2. — P. 39–43.

УДК 538.95.405

Некоторые вопросы физики сухого трения

Some questions of physics of dry friction

Юров В.М., Гученко С.А.

Карагандинский государственный университет им. Е.А.Букетова (E-mail: exciton@list.ru)

Физика қасиеттерін және бетінің геометриясын есепке алатын үйкеліс коэффициенті үшін теңдік алынды. Біркелкі қос металдарды антифрикционды қосарланған үйкелісін қолданбау бойынша нәтиже жасалынды. Үстірт энергиясының кемуі арқылы құрғақ үйкелісін азайтуға болатыны көрсетілді. Электрондардың шығу жұмысы өзгеше болып келетін қос үйкеліс қолданылады. Бұл потенциалдардың ұштасуының әр түрлігіне және осыған байланысты үстірт энергиясының азаюына әкеп соғады. Үйкеліс коэффициенті беттің термодинамикалық күйінен тәуелді екені көрсетілді.

Expression for factor of the friction, taking into account geometry of a surface and its physical properties is received. The conclusion that it is impossible to use homogeneous pairs metals in antifrictional pairs friction is made. It is shown, that reduction of factor of dry friction is possible due to reduction of superficial energy. Thus pairs friction at which work of an exit of electron considerably differs are used. It results in distinction in a contact potential difference and, accordingly, to reduction of superficial energy. It is shown, that the factor of friction depends on a thermodynamic condition of a surface.

Введение

Основной механизм трения в вакууме (при отсутствии смазочных пленок) — это адгезия очень малых контактных поверхностей с последующим разрушением образованных при этом адгезионных мостиков связи при сдвиге одной поверхности относительно другой.