

Для приведенной таблицы, как мы видели раньше, характерны три вида остова.

1. BRRH , BRLL , BBRL .

При замене лейцина на аргинин имеются три вида стабильного остова.

2. BRRH , BRLL и BBRH .

Аналогично при замене лейцина на аргинин, но при этом меняем цистеин в шестом положении на метионин.

3. BRRH , LRRH .

4. BRRH , LRRL и BBRH .

При замене лейцина на аргинин изменения в остове происходят небольшие, новых стабильных конформаций не появляется, что соответствует небольшому различию в биологическом функционировании этих соединений.

Заключение

Получены наборы стабильных конформаций фрагментов вазопрессина и окситоцина тетрапептида (6–9) –Cys – Pro – Leu – Gly – .

Исследована корреляция между конформациями фрагментов вазопрессина и окситоцина и их биологической ролью в организме.

ПЛАЗМЕННАЯ ИММЕРСИОННАЯ ИОННАЯ ИМПЛАНТАЦИЯ АЗОТА В БЫСТРОРЕЖУЩУЮ СТАЛЬ

Е. Н. Ветушко

В последние годы активно исследуются возможности метода плазменной ионной иммерсионной имплантации (ПИИИ), позволяющего обрабатывать изделия сложной формы с одновременной модификацией глубоких слоев материалов.[1] Метод ПИИИ является высокотемпературным методом обработки, и, следовательно, наибольшая его эффективность будет проявляться при обработке теплостойких сталей. Известно, что быстрорежущие стали обладают теплостойкостью до 600 °С, имеют мартенситную основу, в которой диффузионная подвижность азота выше, чем в аустените нержавеющей сталей. Повышенные красностойкость и износостойкость быстрорежущих сталей создаются растворением главным образом вторичных карбидов, а также легированием твердого раствора элементами, входящими в состав этих карбидов. Следует ожидать, что дополнительное легирование азотом позволит модифицировать физико-механические свойства быстрорежущих сталей.

Режимы имплантации быстрорежущей стали Р6М5

Образец	Режимы имплантации	
	Доза, ион/см ²	Температура, °С
Н0	Не обрабатывался	
Н4	2×10^{18}	380
Н3	8×10^{18}	380
Н10	8×10^{18}	500

Целью данной работы являлось исследование влияния ПИИИ азота на структуру и фазовый состав, а также на механические свойства быстрорежущей стали Р6М5 (0,86 % С; 6,0 % W; 5,0 % Мо; 4,1 % Cr; 1,9 % V; 0,5 % Со, в вес.%). Образцы стали Р6М5 (табл.) имплантировались ионами азота при ускоряющем напряжении 40 кВ в импульсном режиме.

Частота следования импульсов 800 Гц, длительность импульса 5 мкс, давление азота в камере 0,4 Па. Для генерации плазмы использовалось СВЧ возбуждение в режиме электронно-циклотронного резонанса, позволяющее создавать начальную концентрацию электронов и ионов в плазме порядка 10^{11} см⁻³. Средняя плотность ионного тока в течение первой микросекунды составляла около 60 мА/см². Дозы облучения варьировались в пределах $(2-8) \times 10^{18}$ ион/см². Температуры образцов в процессе обработки составляли 380 °С и 500 °С.

Исследования стали после обработки проводились с помощью элементного, рентгеноструктурного анализа и измерений твердости по Виккерсу.

Элементный анализ показал, что в результате обработки в имплантированных образцах формируются глубокие модифицированные азотсодержащие слои, простирающиеся до глубины, составляющей десятки микрометров [2].

Рентгеноструктурный анализ выявил заметные структурные и фазовые изменения в поверхностном слое (до 10 мкм) стали после ПИИИ азота (рис.1.). Фазовый анализ показал присутствие следующих фаз в необлученной стали (рис.2.а): Fe₃ (W, Мо)₃C, карбид ванадия (VC), мартенсит (α-Fe). После имплантации (рис.1. b, c, d) образуется дополнительная фаза ε-Fe_{2+x}(N,C). Подтверждением присутствия фазы ε-Fe_{2+x}(N,C) являются данные, полученные с помощью метода КМЭС [2]. Уширенный пик этой фазы, с одной стороны, может свидетельствовать о значительных внутренних напряжениях, а с другой стороны – о наложении сигналов от следующих фаз: Fe₃ (W, Мо)₃C, VC и ε-Fe_{2+x}(N,C).

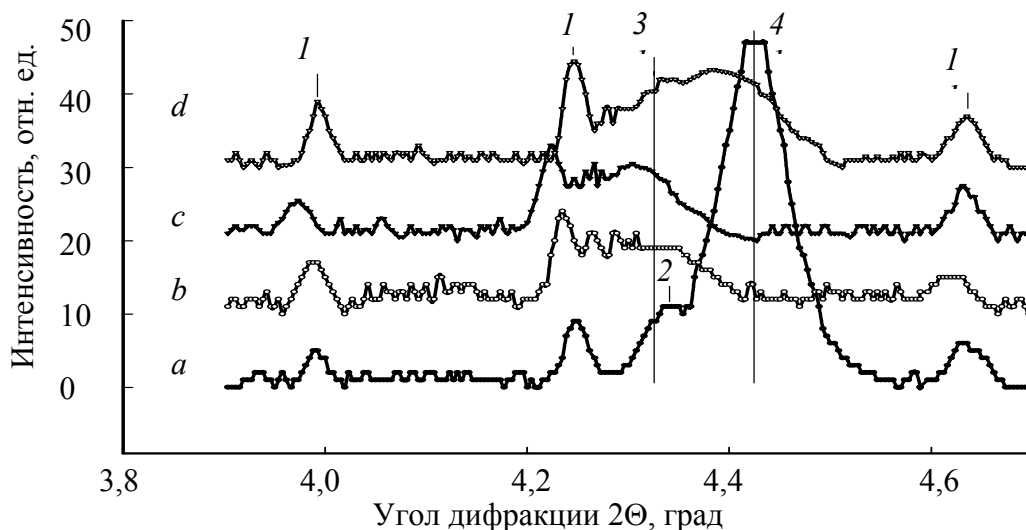


Рис. 1. Участок рентгенограммы от стали Р6М5 до и после ПИИИ азота
a-Н0, b-Н4, c-Н3, d-Н10

На рентгенограмме указаны угловые положения рефлексов от соединений: 1 – $\text{Fe}_3(\text{W},\text{Mo})_3\text{C}$, 2 – VC , 3 – $\varepsilon\text{-Fe}_{2+x}(\text{N},\text{C})$, 4 – $\alpha\text{-Fe}(\text{C},\text{M})$.

На приведенных рентгенограммах (рис.1) видно, что после имплантации дифракционный пик, принадлежащий фазе $\text{Fe}_3(\text{W},\text{Mo})_3\text{C}$, расширяется и сдвигается в малоугловую область. Это свидетельствует о наличии в имплантированных образцах микро- и макронапряжений. Методом аппроксимаций были рассчитаны значения средних микродеформаций $\langle \varepsilon \rangle$ в образцах Н4 (2×10^{18} ион/см², 38 °С) и Н3 (8×10^{18} ион/см², 380 °С). Их значения для образцов Н4 и Н3 составляют соответственно 3×10^{-3} , 5×10^{-3} . По-видимому, в данном случае карбиды $\text{Fe}_3(\text{W},\text{Mo})_3\text{C}$ и VC легируются азотом, образуя карбонитриды $\text{M}_6(\text{C},\text{N})$ и $\text{M}(\text{C},\text{N})$, где М – атомы металла.

Оценки объемной доли фаз M_nC в приповерхностном слое указывают на то, что более 50 % из них имеют средний диаметр 0,2 мкм. Причинами изменения размеров и количества карбидных (карбонитридных) фаз могут являться нестабильность твердого раствора (мартенсита) при импульсном воздействии и дополнительное радиационно-стимулированное образование выделений из мартенсита вблизи поверхности.

Измерение микротвердости проводились по методу Виккерса на микротвердометре ПМТ – 3 в диапазоне нагрузок 0,3 – 2 Н. Интервал проникновения индентора в образцы при этом составлял 0,5 – 3,3 мкм. Установлено, что микротвердость является функцией дозы. У всех имплантированных образцов микротвердость выше, чем у исходного (рис.2).

Для дозы облучения 8×10^{18} ион/см², 500°C значение микротвердости при нагрузке 0,3 Н составляет 26 ГПа, что в 2,5 раза больше чем у исходного образца стали. Наблюдаемое увеличение микротвердости образцов при плазменной иммерсионной ионной имплантации обусловлено прежде всего следующими причинами: формированием дополнительной фазы карбонитрида $\varepsilon\text{-Fe}_{2+x}(\text{N},\text{C})$; ростом объемной доли мартенсита; повышением концентрации дефектов и уровня внутренних напряжений в приповерхностной области; увеличением количества и уменьшением размера основных упрочняющих карбидных фаз.

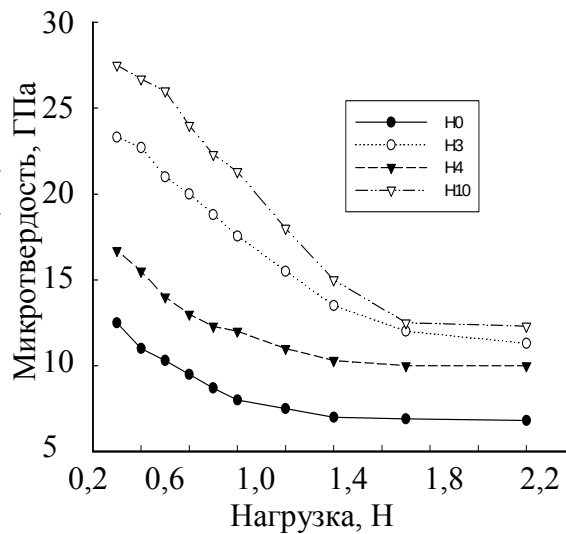


Рис. 2. Зависимость микротвердости образцов стали Р6М5 от нагрузки

Использование метода ПИИИ представляет несомненный практический интерес для модификации физико-механических свойств стали Р6М5 и применения этой стали для изготовления металлообрабатывающих инструментов.

Литература

1. *Ensinger W.* Modification of mechanical and chemical surface properties of metals by plasma immersion ion implantation // *Surface and Coatings Technology*. 1998. Vol. 100 – 101. P. 341–352.
2. *Углов В. В., Кулешов А. К., Федотова Ю. А., Станек Я., Ходасевич В. В., Русальский Д. П., Рихтер Е., Гюнцель Р.* Плазменная иммерсионная имплантация азота в быстрорежущую сталь. Фазовый состав и механические свойства // *Физика и химия обработки материалов*. 1999. № 5. С. 18–25.

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТОЛЩИНЫ ТОНКИХ ПЛЕНОК

Е. К. Воропай

Создание на поверхности деталей покрытий из других материалов позволяет значительно улучшить их функциональные свойства. Разработка технологии нанесения таких покрытий и контроль процесса требуют экспрессного и неразрушающего метода контроля толщины покрытий, что позволяет сделать рентгенодифракционный анализ. Спо-