

Научная статья

1.3.8. Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)

УДК 668.14.018.252.3

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.02.005

## **СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАРЕЮЩЕГО СПЛАВА ПОСЛЕ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ**

**Бейсен Калауович Ахметжанов<sup>1†</sup>, Владимир Александрович Плотников<sup>2</sup>,  
Евгения Петровна Шевчук<sup>3</sup>, Алуа Еркинқызы Жакиева<sup>4</sup>, Аршынбек Серимбекулы<sup>5</sup>**

<sup>1, 3, 4, 5</sup> Восточно-Казахстанский университет имени Сарсена Аманжолова, пр. Шакарима, 148, Усть-Каменогорск, 070000, Усть-Каменогорск, Республика Казахстан

<sup>2</sup> Алтайский государственный университет, пр. Ленина, 61, 656049, Барнаул, Россия

<sup>1</sup> beysen\_1956@mail.ru<sup>†</sup>

<sup>2</sup> plotnikov@phys.asu.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7051-1082>

<sup>3</sup> evgeniya-shevchu@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1089-017X>

<sup>4</sup> zhakiyeva96@mail.ru

<sup>5</sup> arshynbek.serimbekuly@mail.ru

**Аннотация.** Известно, что ионная имплантация является современным методом поверхностного легирования различных материалов и широко используется для повышения служебных свойств изделий, работающих в сильно агрессивных средах. Ионная имплантация может быть использована для обработки особо тонких конструкций упругих чувствительных элементов приборов теплотехнического контроля, для которых состояние поверхностного слоя является определяющим фактором, влияющим на метрологические характеристики и ресурс работы приборов. При обработки концентрированным потоком энергии одновременно осуществляется тепловое, радиационное 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. В статье показаны изменения структуры и свойств дисперсионно-твердеющего сплава 36НХТЮ, имплантированного ионами  $Ti^+$ ,  $Ta^+$ ,  $N^+$ . Установлено, что ионная имплантация приводит к формированию имплантированного слоя порядка 0,2-0,3 мкм. Имплантация ионами азота повышает циклическую стойкость сплава. Ионная имплантация  $Ti^+$ ,  $Ta^+$  позволяет резко увеличить коррозионную стойкость. Проведена оценка глубины проникновения и распределения ионов в сплаве. Имплантация ионами азота приводит к меньшей скорости накопления остаточной деформации, увеличивается циклопрочность, а колебательный характер  $\Delta\varepsilon_{ост} \sim \ln N$  выражен значительно слабее. Кроме того, обнаружена дозовая зависимость степени накопления остаточной деформации.

**Ключевые слова:** ионная имплантация, структура, дисперсионно-твердеющий сплав, термическая обработка, механико-термическая обработка, коррозионные свойства, механические свойства, старение, пластическая деформация.

---

**Для цитирования:** Ахметжанов Б.К., Плотников В.А., Шевчук Е.П., Жакиева А.Е., Серимбекулы А. Структура и свойства стареющего сплава после ионной имплантации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2023. Т. 20, № 2. С. 184–191. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.02.005.

---

Original article

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF AGING ALLOY AFTER ION IMPLANTATION

Beisen K. Akhmetzhanov<sup>1†</sup>, Vladimir A. Plotnikov<sup>2</sup>, Evgenia P. Shevchuk<sup>3</sup>, Alua E. Zhakieva<sup>4</sup>, Arshynbek Serimbekuly<sup>5</sup>

<sup>1, 3, 4, 5</sup> East Kazakhstan University named after Sarsen Amanzholov, Shakarim Ave., 148, 070000, Ust-Kamenogorsk, Republic of Kazakhstan

<sup>2</sup> Altai State University, 61 Lenin Ave., 656049, Barnaul, Russia

<sup>1</sup> beysen\_1956@mail.ru<sup>†</sup>

<sup>2</sup> plotnikov@phys.asu.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7051-1082>

<sup>3</sup> evgeniya-shevchu@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1089-017X>

<sup>4</sup> zhakiyeva96@mail.ru

<sup>5</sup> arshynbek.serimbekuly@mail.ru

**Abstract.** It is known that ion implantation is a modern method of surface alloying of various materials and is widely used to improve the service properties of products operating in highly aggressive environments. Ion implantation can be used to process especially thin structures of elastic sensitive elements of thermotechnical control devices, for which the state of the surface layer is a determining factor affecting the metrological characteristics and service life of devices. When processing with a concentrated energy flow, thermal, radiation and shock-mechanical effects are simultaneously carried out. The processes of structural rearrangement developing in this case occur under conditions that are far from thermodynamic equilibrium and make it possible to obtain surface layers with a unique set of physical and mechanical properties. The article shows changes in the structure and properties of the 36NKhTYu precipitation hardening alloy implanted with Ti<sup>+</sup>, Ta<sup>+</sup>, N<sup>+</sup> ions. It has been established that ion implantation leads to the formation of an implanted layer of the order of 0.2-0.3 μm. Implantation with nitrogen ions increases the cyclic resistance of the alloy. Ion implantation of Ti<sup>+</sup>, Ta<sup>+</sup> makes it possible to sharply increase the corrosion resistance. The depth of penetration and distribution of ions in the alloy has been estimated. Implantation with nitrogen ions leads to a lower rate of accumulation of residual deformation, increases the cyclostrength, and the oscillatory nature of  $\Delta\varepsilon_{\text{res}} \sim \ln N$  is much less pronounced. In addition, a dose dependence of the degree of residual deformation accumulation was found.

**Keywords:** ion implantation, structure, precipitation hardening alloy, heat treatment, mechanical and thermal treatment, mechanical properties, corrosion properties, aging, plastic deformation.

**For citation:** Akhmetzhanov, B. K., Plotnikov, V. A., Shevchuk, E. P., Zhakieva, F. E. & Serimbekuly, A. (2023). Structure and properties of aging alloy after ion implantation. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 20(2), 184–191. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.02.005.

## Введение

Как известно [1], ионная имплантация является современным методом поверхностного легирования материалов и широко применяется для повышения служебных свойств различных изделий, работающих в сильноагрессивных средах. Ионная имплантация используется для обработки особо тонких конструкций упругих чувствительных элементов приборов, для которых состояние поверхностного слоя является определяющим фактором, влияющим на метрологические характеристики и ресурс работы приборов. При обработке концентрированными потоками энергии одновременно осуществляются радиационное, тепловое, ударно-механическое воздействия. Развивающиеся при этом процессы перестройки структуры проис-

ходят в условиях, далеких от термодинамически равновесных, и позволяют получать поверхностные слои с уникальным комплексом физико-механических свойств [2, 3].

В связи с вышеизложенным, целью настоящей работы является изучение влияния ионной имплантации на структуру и свойства дисперсионно-твердеющего сплава 36НХТЮ с учетом глубины проникновения и распределения имплантированных ионов.

## Методика и материалы

В качестве объекта исследования был выбран аустенитный дисперсионно-твердеющий сплав 36НХТЮ [4], широко используемый при изготовлении упругих чувствительных элемен-

тов (пружин, мембран, сильфонов, трубок Бурдона) приборов теплотехнического контроля.

Механические испытания проводили согласно ГОСТ 1497-73: определяли пределы: текучести –  $\sigma_{0,2}$ , прочности –  $\sigma_B$ , усталости –  $\sigma_0$  и относительное удлинение –  $\delta$ . Усталостные испытания проводили в условиях чистого изгиба. Цикл нагружения – асимметричный отнулевой, база испытаний составляла  $10^7$  циклов [5].

Коррозионные испытания проводили по стандартной методике в соответствии с общими требованиями по ГОСТ 9.905-82 с использованием потенциостата П-5848. Анодно-поляризационные кривые снимали методом склейки, т.е. с рабочим раствором соприкасалась только исследуемая поверхность образца. Площадь поверхности образца составила  $1 \text{ см}^2$ . Поверхность образца готовили по стандартной методике. Статистическую обработку результатов эксперимента проводили на компьютере с использованием стандартных программ статистической обработки и корреляционного анализа. Скорость развертки потенциала составила

$10^{-3} \text{ В/с}$  в различных диапазонах тока, что соответствует нормативным данным. Электродами сравнения служили насыщенный хлорсеребряный и водородный электроды.

Перед проведением ионной имплантации образцы толщиной 0,3 мм электролитически полировали. Имплантацию ионами  $\text{N}^+$ ,  $\text{Ti}^+$ ,  $\text{Ta}^+$  проводили на установке «Везувий 2-450» по режиму: энергия ионов 100 кэВ, интегральная доза облучения  $5 \cdot 10^{16} \div 5 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>. Температуру поверхности поддерживали на уровне 100 °С с охлаждением противоположной стороны образца.

Электронно-микроскопические исследования тонких фольг, приготовленных методом струйной полировки, проводили на электронном микроскопе ЭМ-125К.

Для формирования различных исходных структурных состояний образцы сплава 36НХТЮ подвергали термической и механико-термической обработкам, режимы которых приведены в Табл.1 [6].

**Таблица 1.** Механические характеристики сплава 36НХТЮ после стандартного режима обработки и радиационно-термической обработки [6]

**Table 1.** Mechanical characteristics of the 36NkHtYu alloy after the standard processing mode and radiation-thermal treatment [6]

| Примечание                    | Режим термической обработки |                    |                  | Режим ионной имплантации                             | Механические свойства |                  |              |                  |
|-------------------------------|-----------------------------|--------------------|------------------|--|-----------------------|------------------|--------------|------------------|
|                               | Режим закалки               | Степень деформации | Режим старения   |  | $\sigma_{0,2}$ , МПа  | $\sigma_B$ , МПа | $\delta$ , % | $\sigma_0$ , МПа |
| Стандартные способы обработки | 970 °С<br>2 мин             | —                  | 700 °С<br>4 часа | —  | 910                   | 1210             | 15           | 62               |
|                               | 970 °С<br>2 мин             | 50 %               |                  | —  | 899                   | 918              | 0,16         | 50               |
|                               | 970 °С<br>2 мин             | 50 %               | 700 °С<br>4 часа | —  | 1100                  | 1300             | 10           | 69               |
| Ионно-лучевая модификация     | 970 °С<br>2 мин             | —                  | 700 °С<br>4 часа | E=100 кэВ,<br>D=10 <sup>17</sup> ион/см <sup>2</sup> | 940                   | 1220             | 14           | 68               |
|                               | 970 °С<br>2 мин             | 50 %               | —                | E=100 кэВ,<br>D=10 <sup>17</sup> ион/см <sup>2</sup> | 845                   | 882              | 1,73         | 65               |
|                               | 970 °С<br>2 мин             | 50 %               | 700 °С<br>4 часа | E=100 кэВ,<br>D=10 <sup>17</sup> ион/см <sup>2</sup> | 1070                  | 1260             | 11           | 1171             |

Структура смешанного типа распада была получена, как и в [7] методом закалки сплава на твердый раствор от 970 °С, 2 мин. и старения при 700 °С за 4 часа. Как известно, такая термическая обработка, используется при изготовлении мембран и сильфонов с глубоким профилем гофры. Механико-термическая обработка

закалкой твердого раствора – холодной пластической деформацией со степенью обжатия  $\epsilon = 50 \%$  и последующего старения при 700 °С в течение 4 часов применяется для изделий простой формы. После деформации в сплаве формируется ячеистая, слабо разориентированная структура с азимутальной разориентацией яче-

ек, не превышающей 1-3°. При последующем старении развиваются комплексные реакции рекристаллизации и распада с выделением метастабильной  $\gamma$ -фазы, а на поздних стадиях старения или при температуре более 800 °С выделяется стабильная фаза типа Ni<sub>3</sub>Ti [7].

В таблице 1 приведены данные механических свойств сплава 36НХТЮ, а в таблице 2 – значения по электрохимическим свойствам этого сплава до и после имплантации ионами титана с дозой  $1 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>. Представленные данные показывают, что после ионной имплантации существенного изменения уровня механических свойств не выявлено, за исключением незначительного роста предела усталости. Вероятно, это обусловлено не только залечиванием поверхностных дефектов, но и увеличением

плотности дислокаций в подповерхностном слое.

В качестве критерия оценки коррозионных свойств принимали величины коррозионного тока и тока пассивации, потенциалы пассивации и начала пассивации, а также ширину области пассивного состояния, определяемого величиной.

Сравнение характеристик до и после имплантации показывает (см. Табл.2), что образование на поверхности образца имплантированного слоя приводит к резкому повышению коррозионной стойкости. Об этом свидетельствует смещение потенциалов начала пассивации  $\varphi_{\text{нп}}$ , и собственно пассивации  $\varphi_{\text{п}}$  к более отрицательным значениям.

**Таблица 2.** Коррозионные характеристики сплава 36НХТЮ после стандартного режима обработки и радиационно-термической обработки [6]

**Table 2.** Corrosion characteristics of the 36NKhTYu alloy after the standard processing mode and radiation-thermal treatment [6]

| Примечание                    | Режим термической обработки |                    |                  | Электрохимические свойства |                          |                     |                                      |                                       |                                      |
|-------------------------------|-----------------------------|--------------------|------------------|----------------------------|--------------------------|---------------------|--------------------------------------|---------------------------------------|--------------------------------------|
|                               | Режим закалки               | Степень деформации | Режим старения   | $\varphi_{\text{нп}}$ , В  | $\varphi_{\text{п}}$ , В | $\Delta\varphi$ , В | $j_{\text{нп}}$ , А·см <sup>-2</sup> | $j_{\text{кор}}$ , А·см <sup>-2</sup> | $j_{\text{тп}}$ , А·см <sup>-2</sup> |
| Стандартные способы обработки | 970 °С<br>2 мин             | —                  | 700 °С<br>4 часа | 0,075/<br>0,285            | 0,293/<br>0,488          | 0,71/<br>0,91       | 0,94                                 | 0,22                                  | 12                                   |
|                               | 970 °С<br>2 мин             | 50 %               |                  | 0,092/<br>0,321            | 0,311/<br>0,494          | 0,67/<br>0,84       | 1,2                                  | 0,34                                  | 28                                   |
|                               | 970 °С<br>2 мин             | 50 %               | 700 °С<br>4 часа | 0,078/<br>0,292            | 0,295/<br>0,490          | 0,71/<br>0,86       | 0,95                                 | 0,24                                  | 90                                   |
| Ионно-лучевая модификация     | 970 °С<br>2 мин             | —                  | 700 °С<br>4 часа | 0,180/<br>0,061            | 0,049/<br>0,218          | 0,98/<br>0,95       | 0,015                                | 0,006                                 | 90                                   |
|                               | 970 °С<br>2 мин             | 50 %               | —                | 0,186/<br>0,054            | 0,051/<br>0,264          | 0,94/<br>1,06       | 0,01                                 | 0,008                                 | 100                                  |
|                               | 970 °С<br>2 мин             | 50 %               | 700 °С<br>4 часа | —/<br>0,046                | 0,045/<br>0,127          | 1,03/<br>1,29       | 0,009                                | 0,004                                 | 60                                   |

*Примечание:* в числителе приведены значения потенциала хлорсеребряного электрода сравнения, в знаменателе – водородного.

Кроме того, после имплантации происходит расширение области пассивного состояния. Сравнение величин коррозионного тока и тока начала пассивации показывает, что в имплантированных образцах эти токи более чем на порядок меньше, чем токи для образцов после обычной термической и механико-термической обработок. Натурные испытания мембранных блоков из сплава 36НХТЮ, имплантированных титаном, показали высокую коррозионную стойкость в морской воде.

Для определения глубины проникновения и распределения внедренных ионов использо-

вали теорию ЛШШ (Линхарда-Шарфа-Шютта) [8, 9]. Пробег ионов для чистого металла можно вычислить по формуле (1):

$$R_p = \frac{6E}{\rho} \frac{M_1 + M_2}{M_1} \frac{(Z_1^{2/3} + Z_2^{2/3}) Z_1^{1/2}}{Z_1}, \quad (1)$$

где  $E$  – энергия частицы,  $M_1$  и  $Z_1$  – масса и атомный номер падающей частицы,  $M_2$  и  $Z_2$  – масса и атомный номер атома мишени. Так как мишень выполнена из сплава 36НХТЮ, то для определения пробега ионов для сплава  $R_p(A_xB_y)$  нужно применить формулу (2):

$$R_p(A_xB_y) \cong N_{\text{исп}} \left[ \frac{(R_p(A)/N_A)(R_p(B)/N_B)}{(y \cdot R_p(A)/N_A) + (x \cdot R_p(B)/N_B)} \right], \quad (2)$$

где  $N_{\text{исп}}$  – атомная плотность сплава,  $x+y=1$ ,  $R_p(A)$ ,  $R_p(B)$ ,  $N_A$  и  $N_B$  – проективные пробеги и атомные плотности в чистых подложках  $A$  и  $B$ , соответственно.

Определить концентрацию ионов по глубине  $C(x)$  можно при помощи Гауссовского распределения (3):

$$C(x) = \frac{D}{\sqrt{2\pi\Delta R_p}} \cdot \exp \left\{ -\frac{(x - R_p)^2}{2\Delta R_p^2} \right\}, \quad (3)$$

где  $D$  – интегральная доза облучения на единицу площади мишени.

Проведенные расчеты позволили получить следующие результаты: пробег ионов титана в железе составил  $R_p(A_x) = 0,25$  мкм, пробег ионов титана в никеле составил  $R_p(B_y) = 0,31$  мкм, для сплава  $R_p(A_xB_y) = 0,29$  мкм. Схематическое распределение внедренных при имплантации ионов титана, тантала и азота в сплаве 36НХТЮ представлены на рис.1.

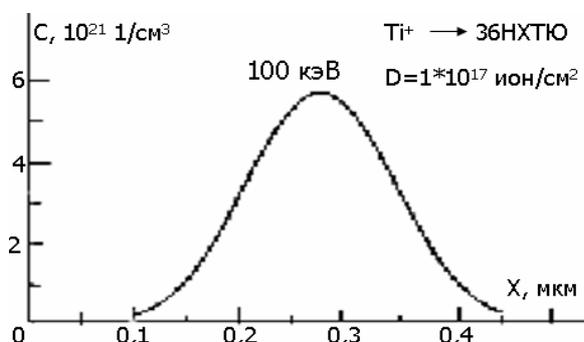


Рис.1. Распределение внедренных при имплантации ионов титана, тантала и азота в сплаве 36НХТЮ

Fig.1. Distribution of titanium, tantalum, and nitrogen ions introduced during implantation in the 36NKhTYu alloy

### Результаты и обсуждения

Результаты электронно-микроскопических исследований дислокационной структуры приповерхностного слоя сплава 36НХТЮ после имплантации ионами азота и титана показали (см. рис.2), что на глубине, превышающей рас-

четный пробег ионов, наблюдается неоднородное распределение дислокаций. Также встречаются длинные прямолинейные дислокации со следами скольжения и дислокационные петли, возможно, вакансионного происхождения.

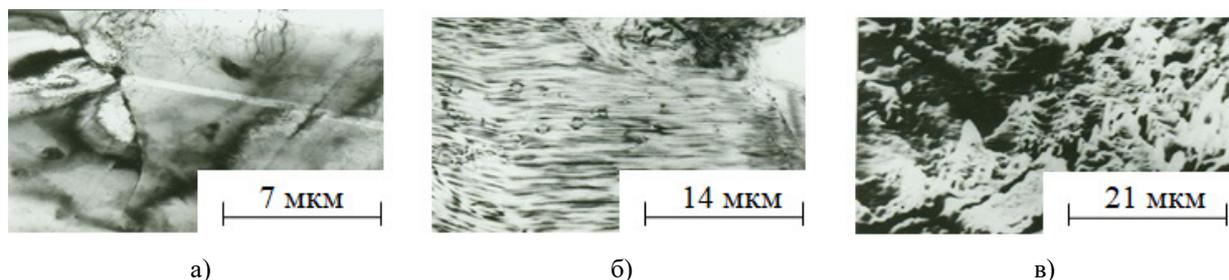
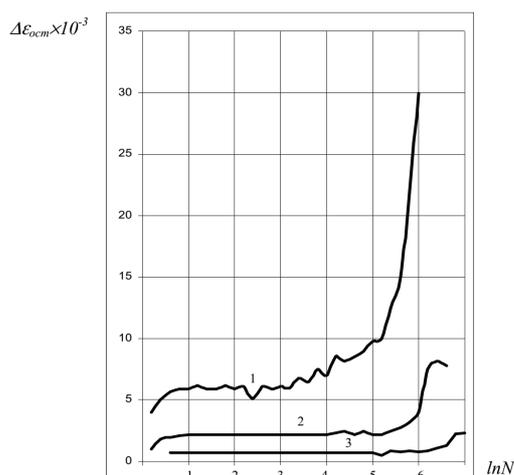


Рис.2. Электронно-микроскопические изображения структуры сплава после ионной имплантации: а – дислокационные петли вакансионного происхождения (глубина 5-10 мкм); б – дислокационная структура под поверхностью имплантированного слоя (глубина 15-30 мкм); в – распыление поверхности при ионной имплантации азота  $5 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>

Fig.2. Electron microscopic image of the alloy structure after ion implantation: а – dislocation loops of vacancy origin (depth 5-10 μm); б – dislocation structure under the surface of the implanted layer (depth 15-30 μm); в – surface sputtering during ion implantation of nitrogen  $5 \cdot 10^{17}$  ion/cm<sup>2</sup>

Типичные кривые накопления остаточной пластической деформации с ростом числа циклов нагружения для образцов в исходном состоянии и после имплантации азота с различными дозами облучения показывают, что рост  $\Delta\varepsilon_{\text{ост}}$  протекает в несколько стадий, отличающихся скоростью изменения (см. рис.3). Кривая 1 (для образцов без ионной имплантации) показывает отсутствие монотонности хода на второй и третьей стадиях.



**Рис.3.** Зависимость накопленной при циклировании микропластической деформации от числа циклов нагружения (1 – исходное состояние: закалка 970 °С, 2 мин. + старение 700 °С, 4 часа; 2 – ионная имплантация азота с дозой облучения  $5 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>; 3 – то же, что и 2, доза облучения  $1,2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>)

**Fig.3.** Dependence of the microplastic deformation accumulated during cycling on the number of loading cycles (1 – initial state: hardening 970 °С, 2 min. + aging 700 °С, 4 hours; 2 – ion implantation of nitrogen with an irradiation dose of  $5 \cdot 10^{17}$  ion/cm<sup>2</sup>; 3 – same as 2, radiation dose  $1,2 \cdot 10^{17}$  ion/cm<sup>2</sup>)

При изменении числа циклов нагружения наблюдается возрастание  $\Delta\varepsilon_{\text{ост}}$ , которое затем сменяется резким падением с последующим увеличением. Даже на заключительной стадии, характеризующейся наиболее интенсивным накоплением остаточной деформации и заканчивающееся разрушением, иногда наблюдается отклонение от монотонности хода. Структурными исследованиями было установлено, что причиной зигзагообразного хода кривых является образование микротрещин на поверхности образцов. Количество микротрещин значительно больше на наружной стороне, где действуют растягивающие напряжения, чем на сжимаемой, прилегающей к оправке. Возникая на рас-

тягиваемой или сжимаемой поверхностях, микротрещины приводят соответственно к резкому изменению.

Имплантация азота приводит к меньшей скорости накопления остаточной деформации, увеличивается циклопрочность, а колебательный характер изменения  $\Delta\varepsilon_{\text{ост}} \sim \ln N$  выражен значительно слабее. Кроме того, обнаружена дозовая зависимость степени накопления остаточной деформации.

В ходе металлографических исследований, проведенных нами дополнительно, было обнаружено, что имплантированный слой препятствует развитию процессов скольжения, полосы скольжения не образуются, что обусловлено наличием значительных сжимающих напряжений. После ионной имплантации основным механизмом разрушения является разрушение по границам зерен, а не разрушение, инициируемое полосами скольжения. Обнаружено, что в неимплантированных образцах образуются экстрезии в полосах скольжения, и в них зарождаются усталостные трещины. В имплантированных образцах повышение сопротивления усталости достигается за счет залечивания поверхностных дефектов и за счет подавления образования дислокационных каналов. Необходимо отметить, что при усталостных испытаниях наблюдается значительно меньший разброс экспериментальных данных.

Зависимость циклической стойкости от дозы облучения обусловлено распылением поверхности образца (см. рис.2в). Так, при дозе облучения  $5 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> распыление препятствует формированию поверхностного имплантированного слоя, наблюдается интенсивное образование дефектов и их комплексов, снижающих не только циклическую, но и коррозионную стойкость.

Для защиты мембранных блоков, работающих в атмосфере влажного воздуха с хлором, обычно используют покрытия из тантала. Покрытия, полученные стандартными способами, не обеспечивают необходимой защиты и, кроме того, при работе в условиях повторного статистического нагружения наблюдаются дефекты типа отслоений, что ухудшает метрологические характеристики приборов. Для устранения имеющихся недостатков была проведена имплантация ионов тантала в заготовки для мембран. Результаты коррозионных испытаний показали высокую эффективность метода ионной имплантации.

В практике изготовления упругих чувствительных элементов широко используются различные способы сварки элементов приборов с арматурой [10, 11]. При этом формируется структурная неоднородность в виде основного металла, зоны термического влияния и сварного шва. Как правило, в этих участках ранее всего наблюдаются различного вида коррозионные повреждения, включая питтинговую и межкристаллитную коррозии. Для защиты изделий от коррозионных повреждений весьма перспективно использование ионной имплантации, что подтвердили проведенные нами эксперименты. После ионной имплантации титаном, танталом происходит полное устранение всех видов структурных неоднородностей. При металлографических исследованиях не удалось установить различия в структурах основного металла, зоны термического влияния и сварного шва. Одновременно с увеличением коррозионной стойкости сварного соединения происходит повышение циклической прочности. Образование микротрещин наблюдается не только в области сварного соединения, но и в участках основного металла.

### Заключение

Проведенные экспериментальные исследования свидетельствуют, что имплантация ионами  $Ti^+$  и  $Ta^+$  с энергией ионов 100 кэВ и интегральной дозой облучения  $5 \cdot 10^{16} \div 5 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> приводит к формированию в сплаве 36НХТЮ имплантированного слоя толщиной порядка 0,2-0,3 мкм. Ионная имплантация  $Ti^+$  позволяет резко увеличить коррозионную стойкость в морской воде, а имплантация  $Ta^+$  – в среде влажного хлора. Имплантация ионами азота приводит к формированию развитой дислокационной структуры в подповерхностных слоях, на глубинах, значительно превышающих расчетный пробег внедренных ионов, залечиванию поверхностных дефектов и, как следствие, повышению циклической стойкости сплава.

### Список литературы

1. Комаров Ф.Ф. Ионная имплантация в металлах. М.: Металлургия. 1990. 216 с.
2. Кадыржанов К.К., Комаров Ф.Ф., Погребняк А.Д., Русаков В.С., Туркебаев Т.Э. Ионно-лучевая и ионно-плазменная модификация материалов. Издательство Московского университета, 2005. 640 с.
3. Братушка С.Н., Маликов Л.В. Ионно-плазменная модификация титановых сплавов // Вопросы атомной науки и техники. 2011. № 6. С. 126–140.
4. Суховаров В.Ф. Прерывистое выделение фаз в сплавах. Новосибирск: Наука. 1983. 168 с.
5. ГОСТ 1497-73 [Электронный ресурс] / Официальный сайт – <https://files.stroyinf.ru/Data2/1/4294730/4294730543.pdf>. Дата обращения 11.04.2023.
6. Тужакбаев Б.Т., Ахметжанов Б.К., Скаков М.К. Приповерхностная структура и свойства сплава 36НХТЮ после ионной имплантации // Вестник. Серия Физическая (ВКФ). 2008. Т. 27, № 3. С. 131–137.
7. Диденко А.Н., Шаркеев Ю.П., Козлов Э.В., Рябчиков А.И. Эффекты дальнего действия в ионно-имплантированных металлических материалах. Томск: НТЛ, 2004. 326 с.
8. Зорин Е.И., Павлов П.В., Тетельбаум Д.И. Ионное легирование полупроводников. М.: Энергия, 1975. 128 с.
9. Риссел Х., Руге И. Ионная имплантация. М.: Наука, 1983. 362 с.
10. Патент SU № 4090280/25-27, 14.07.1986. Способ сварки тонкостенных деталей с элементами арматуры // Патент SU № 1428558 А1. 1988. Бюл. № 37 / Ченцов В.И.
11. Сварка и резка в промышленном строительстве / под ред. Б.Д. Малышева. М., Стройиздат, 1977. 780 с.

### Информация об авторах

*Б. К. Ахметжанов – кандидат физико-математических наук, ассоциированный профессор кафедры физики и технологий Восточно-Казахстанского университета им. Сарсена Аманжолова.*

*В. А. Плотников – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой общей и экспериментальной физики Алтайского государственного университета.*

*Е. П. Шевчук – старший преподаватель кафедры физики и технологий Восточно-Казахстанского университета имени Сарсена Аманжолова.*

*А. Е. Жакиева – мастер производственного обучения кафедры физики и технологий Восточно-Казахстанского университета имени Сарсена Аманжолова.*

*А. Серимбекулы – магистрант Восточно-Казахстанского университета имени Сарсена Аманжолова.*

### References

1. Komarov, F. F. (1990). Ion implantation in metal. *M. Metallurgy*. P. 216. (In Russ.).
2. Kadyrzhanov, K. K., Komarov, F. F., Pogrebnyak, A. D., Rusakov, V. S. & Turkebaev, T. E. (2005). Ion-beam and ion-plasma modification of materials. Moscow University Press. P. 640. (In Russ.).
3. Bratushka, S. N. & Malikov, L. V. (2011). Ion-plasma modification of titanium alloys. *Problems of atomic science and technology*, 6, 126–140. (In Russ.).
4. Sukhovarov, V. F. (1983). Discontinuous phase separation in alloys. Novosibirsk. Science. P. 168. (In Russ.).
5. GOST 1497-73 [Electronic resource] / Official site – <https://files.stroyinf.ru/Data2/1/4294730/4294730543.pdf>. Date of the application 11.04.2023.
6. Tujakbaev, B. T., Ahmetzhanov, B. K. & Skakov, M. K. (2008). Surface structure and properties of 36NKhTYu alloy after ion implantation. *Bulletin. Series Physical (VKF)*, 3(27), 131–137. (In Russ.).
7. Didenko, A. N., Sharkeev, Yu. P., Kozlov, E. V. & Ryabchikov, A. I. (2004). Long-range effects in ion-implanted metallic materials. *Tomsk. NTL*. P. 326. (In Russ.).

8. Zorin, E. I., Pavlov, P. V. & Tetelbaum, D. I. (1975). Ion doping of semiconductors. *M. Energy*. P. 128. (In Russ.).

9. Rissell, H. & Ruge, I. (1983). Ionic implantation. *M. Nauka*. P. 362. (In Russ.).

10. Patent SU № 4090280/25-27, 14.07.1986. Sposob svarki tonkostennykh detaley s elementami armatury // Patent SU № 1428558 A1. 1988. Byul. № 37 / Chentsov V.I. (In Russ.).

11. Welding and cutting in industrial construction. (1977). Ed. B.D. Malyshev. M., Stroyizdat. P. 780. (In Russ.).

### Information about the authors

*B. K. Akhmetzhanov – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Associate Professor of the Department of Physics and Technology of the East Kazakhstan University named after Sarsen Amanzholov.*

*V. A. Plotnikov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of the Department of General and Experimental Physics, Altai State University.*

*E. P. Shevchuk – Senior Lecturer of the Department of Physics and Technology of the East Kazakhstan University named after Sarsen Amanzholov.*

*A. E. Zhakieva – Master of Industrial Training of the Department of Physics and Technology of the East Kazakhstan University named after Sarsen Amanzholov.*

*A. Serimbekuly – Graduate Student of the East Kazakhstan University named after Sarsen Amanzholov.*

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.  
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 12.04.2023; одобрена после рецензирования 26.04.2023; принята к публикации 12.05.2023.

The article was received by the editorial board on 12 Apr. 23; approved after reviewing 26 Apr. 23; accepted for publication 12 May 23.