

**ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ
И НАНОТВЕРДОСТЬ УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ**

Е.А. Загибалова¹, В.А. Москвина²

Научный руководитель: д.ф.-м.н., доцент Е.Г. Астафурова², аспирант В. А. Москвина²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет,

Россия, г. Томск, пр. Ленина, 30, 634050

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

E-mail: zagibalova-lena99@mail.ru

**THE EFFECT OF SURFACE ION-PLASMA TREATMENT ON PHASE COMPOSITION AND
NANOHARDNESS OF HARDENED LAYER IN AUSTENITIC STAINLESS STEEL**

E.A. Zagibalova¹, V.A. Moskvinina²

Scientific Supervisors: Doctor of Sciences E.G. Astafurova², PhD student V.A. Moskvinina²

¹National Research Tomsk Polytechnic University, Russia, Tomsk, Lenin str., 30

²Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Russia, Tomsk, Akademicheskyy pr. 2/4

E-mail: zagibalova-lena99@mail.ru

Abstract. *Phase composition and a nanohardness of the surface layers of austenitic stainless steel with grain-subgrain and coarse-grain structures subjected to ion-plasma treatment were investigated. Ion-plasma treatment of steel specimens facilitates a surface hardening and formation of inhomogeneous surface layer $\approx 18-25 \mu\text{m}$ in thickness. The differences in the initial structure of the steel and subsequent ion-plasma hardening affect the nanohardness characteristics of the surface layers. The surface layers of the specimens underwent phase transformations and changed phase composition from austenite to expanded austenite+carbonitrides+ferrite under ion-plasma treatment.*

Введение. Аустенитные нержавеющие стали весьма востребованы в современной промышленности благодаря высокой пластичности, формруемости и коррозионной стойкости. Несмотря на эти свойства, использование данных сталей в узлах трения и конструкциях ответственного назначения не оптимально, а в некоторых случаях недопустимо из-за низкой поверхностной твердости и недостаточной износостойкости. Одним из вариантов устранения данных недостатков является ионно-плазменное насыщение поверхностного слоя сплава атомами внедрения в смеси газов различного состава. Условия обработки (продолжительность процесса, температура, давление в рабочей камере и состав насыщаемого газа) оказывают значительное влияние на поверхностные свойства упрочняемого материала. Немаловажную роль также оказывает термомеханическая обработка, предшествующая ионно-плазменному упрочнению, которая формирует микроструктурные характеристики стали (такие как размер зерна, плотность границ зерен, плотность деформационных дефектов, фазовый состав и т. д.) и определяет механические и пластические свойства материала.

Цель данной работы исследовать влияние дефектной и зеренной структуры, создаваемой при термомеханических обработках, на фазовый состав и нанотвердость поверхностного слоя аустенитной нержавеющей стали 01X17H13M3, формируемые при ионно-плазменном упрочнении в смеси газов аргона, азота и ацетилен.

Материалы и методы исследования. Две партии закаленных заготовок стабильной аустенитной стали 01X17H13M3 (Fe-16,8Cr-13,3Ni-2,7Mo-1,7Mn-0,6Si-0,01C масс. %) подвергали плоской прокатке при комнатной температуре до степени осадки $\varepsilon \approx 80\%$ и $\varepsilon \approx 40\%$. Дальнейшие исследования первой партии образцов проводили в состоянии прокатки до 80% (Режим 1 – P1). Прокатанные до 40% заготовки отжигали в среде инертного газа в течение 5 ч при температуре $T=1050^\circ\text{C}$ (Режим 2 – P2) с охлаждением в воду. Ионно-плазменную обработку (ИПО) образцов P1 и P2 осуществляли при температуре $T=540^\circ\text{C}$ в течение 12 часов в смеси газов $\text{Ar}(70\%) + \text{N}_2(25\%) + \text{C}_2\text{H}_2(5\%)$ при давлении $P=300$ Па. Микроструктуру образцов стали исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии (микроскоп JEM 2100) и оптической микроскопии (микроскоп Altamі MET 1C). Наноиндентирование образцов осуществляли с использованием нанотвердомера CSEM Nano Hardness Tester с помощью индентора Виккерса при нагрузке 3 мН. Рентгеноструктурный и рентгенофазовый анализ образцов был проведен на дифрактометре ДРОН-7 в $\text{Co-K}\alpha$ -излучении.

Экспериментальные результаты. На рисунке 1 представлены изображения микроструктуры стали после обработки по режиму 1 (а) и по режиму 2 (б). Прокаткой по режиму 1 в стали была сформирована высоконеравновесная разориентированная зеренно-субзеренная структура (средний размер элементов $D=330 \pm 190$ нм) с высокой плотностью дефектов кристаллического строения: высокоугловых и малоугловых границ, субграниц, двойников, дислокаций ($\rho=3,70 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$). Отжиг стальных образцов по режиму 2 способствовал формированию равновесной крупнозернистой структуры со средним размером зерна $d=70 \pm 18$ мкм и плотностью дислокаций, меньшей на порядок, чем для режима 1 ($\rho=1,65 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$).

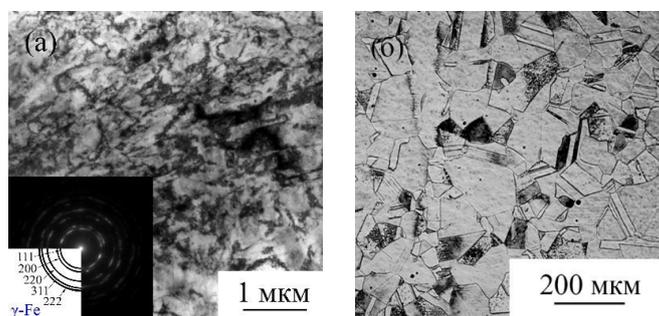


Рис.1. Электронно-микроскопическое (а) и оптическое (б) изображения структуры стали после обработок по режиму 1 и режиму 2 соответственно

На рисунке 2 (а, б) представлены рентгенограммы для стали после термомеханических обработок по режиму 1 и 2 и ионно-плазменной обработки. Независимо от режима термомеханической обработки, в исходном состоянии образцы имеют аустенитную структуру с параметром решетки аустенита $a=0,3596 \pm 0,0002$ нм. Рентгенограммы для P1 и P2 образцов, подвергнутых ИПО свидетельствуют о фазовых превращениях, происходящих в поверхностном слое – образуется гетерофазный композиционный слой состоящий из легированного азотом и углеродом аустенита, небольшой доли феррита с твердорастворным упрочнением, а также нитридов и карбонитридов различного состава $\text{Cr}(\text{N},\text{C})$, $\text{Fe}_4(\text{N},\text{C})$. Для образцов с зеренно-субзеренной структурой (P1) наблюдали сильные отражения (с высокой интенсивностью) от нитрида хрома с параметром решетки $a=0,4111-0,4181$ нм. Для крупнозернистых образцов отражения от частиц $\text{Cr}(\text{N},\text{C})$ имеют меньшую интенсивность, однако

присутствуют сильные линии от нитрида $Fe_4(N,C)$ ($a=0,3774-0,3788$ нм). Образование феррита и фазы $Cr(N,C)$ связано с тем, что температура ИПО превышала 450 °С, что способствовало частичному распаду легированного аустенита, для зеренно-субзеренной структуры наличие высокой плотности дефектов и границ зерен служило дополнительной движущей силой для реализации этого фазового превращения.

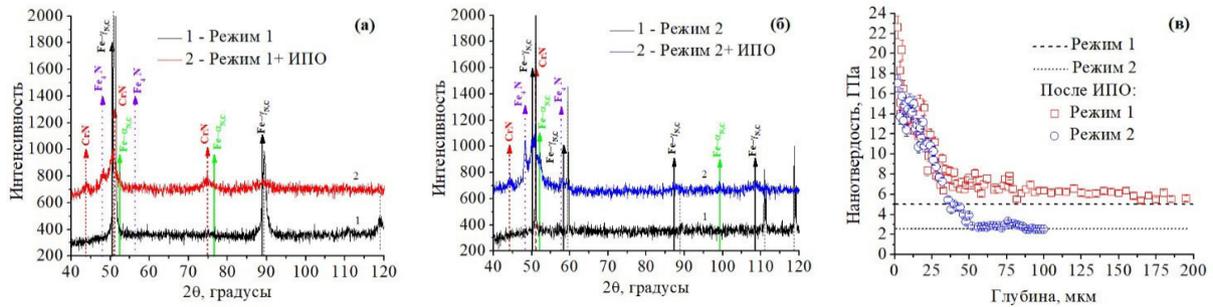


Рис.2. Рентгенограммы для стали до и после ИПО: (а) – режим 1, (б) – режим 2. Профили распределения нанотвердости (в) по глубине образцов после ИПО

На рентгенограммах также наблюдали снижение интенсивности, уширение и смещение пиков легированного азотом и углеродом аустенита относительно положения исходных пиков (до ИПО). Смещение пиков и их уширение происходит из-за изменения параметра решетки этой фазы. В большей степени это проявляется для крупнозернистых образцов, параметр решетки аустенита находится в интервале $a=0,3653-0,3674$ нм, для образцов с зеренно-субзеренной структурой значение меньше и составляет $a=0,3617-0,3621$ нм. Эти экспериментальные данные свидетельствуют в пользу того, что диффузия азота и углерода в зеренно-субзеренной структуре происходит преимущественно по многочисленным (суб)границам и дефектам кристаллического строения с образованием дисперсных нитридов и карбонитридов, тогда как для крупнозернистой структуры с малой долей зеренных границ диффузия происходит по телу зерен с преимущественным образованием твердого раствора азота и углерода в аустените и нитрида Fe_4N .

В результате ИПО P1 и P2 образцов образуется упрочненный композиционный слой толщиной $\approx 18-25$ мкм (рис. 2в). Поверхностные композиционные слои обладают высокими значениями нанотвердости, однако для P1 образцов значения выше (23 ГПа) по сравнению с P2 образцами (17 ГПа). Профили распределения нанотвердости по глубине изменяются нелинейно вдоль поперечного сечения образцов от поверхности к центру (рис. 2в). Распределение нанотвердости по глубине в значительной степени зависит от исходной микроструктуры стальных образцов и фазового состава после ИПО. P1 образцы имеют тонкий (≈ 5 мкм) упрочненный слой с высокими значениями нанотвердости. Для крупнозернистых образцов значения нанотвердости упрочненного слоя (до ≈ 25 мкм) соответствуют таковым для P1 образцов с после ≈ 5 мкм. Для P1 образцов характерна более протяженная зона диффузионного насыщения (до ≈ 150 мкм) по сравнению с P2 образцами, для которых диффузионная зона достигает ≈ 55 мкм.

Заключение. Ионно-плазменное насыщение стальных образцов с зеренно-субзеренной и крупнозернистой структурой способствует поверхностному упрочнению и образованию неодородного композиционного слоя толщиной $\approx 18-25$ мкм. Различия в исходной структуре образцов оказывают значительное влияние на нанотвердость и фазовый состав образцов после ионно-плазменной обработки. Фазовый состав упрочненных слоев состоит из легированных азотом и углеродом аустенита и феррита, а также карбонитридов различного состава.