

**ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ  
НА ЭЛЕМЕНТНЫЙ СОСТАВ И НАНОТВЕРДОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ  
01X17H13M3, С РАЗНЫМ СУБСТРУКТУРНЫМ СОСТОЯНИЕМ**

*В.А. МОСКВИНА<sup>1,2</sup>, Е.Г. АСТАФУРОВА<sup>1,2</sup>, Г.Г. МАЙЕР<sup>1</sup>, К.Н. РАМАЗАНОВ<sup>3</sup>,  
Е.А. ЗАГИБАЛОВА<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

<sup>2</sup>Томский политехнический университет

<sup>3</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет

E-mail: [valya\\_moskvina@mail.ru](mailto:valya_moskvina@mail.ru)

Образцы стабильной аустенитной стали Fe-17Cr-13Ni-1.7Mn-2.7Mo-0.5Si-0.01C (мас.%) (01X17H13M3) были подвержены термомеханической обработке по двум режимам. Обработка по режиму 1 заключалась в плоской прокатке при 300 К до степени осадки 80% стальных образцов. Полученные в результате обработки по режиму 1 образцы обладали разориентированной зеренно-субзеренной структурой со средним размером элементов  $220 \pm 50$  нм и высокой плотностью дислокаций  $\rho \sim 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Обработка по режиму 2 заключалась в прокатке до степени обжатия 40% и последующем отжиге при температуре 1050°C в течение 5 часов и позволила сформировать равновесную крупнозернистую структуру в стали. Средний размер зерна, определенный с помощью метода оптической металлографии (ОМ), составил  $d = 70 \pm 18$  мкм. Аустенитная структура после обработки по режиму 2 содержала небольшую долю двойников отжига, которые были обнаружены в теле зерен при ОМ. Анализ светлопольных ПЭМ-изображений позволяет говорить о том, что величина плотности дислокаций не велика и составляет  $\rho = 3,6 \times 10^9 \text{ м}^{-2}$ . Независимо от проведенных термомеханических обработок сталь обладала однофазной аустенитной структурой с параметром решетки,  $a = 3.6 \text{ \AA}$ . Аустенитную сталь после обработки по режимам 1 и 2 подвергали ионно-плазменному поверхностному насыщению в плазме тлеющего разряда в смеси газов аргона, азота и ацетилена (Ar-70%, N<sub>2</sub>-25%, C<sub>2</sub>H<sub>2</sub>-5%) в течение 12 ч, при температуре 540°C и давлении рабочего газа P=300 Па.

Анализ изображений, полученных методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), а также анализ профилей наноиндентирования для образцов с зеренно-субзеренной структурой (режим 1) позволяет говорить о том, что глубина композиционного, упрочненного слоя находится в диапазоне 16-18 мкм. Для образцов с крупнозернистой структурой (режим 2) композиционный слой немного больше - 18-23 мкм. Под композиционным слоем наблюдали формирование зоны диффузионного влияния атомов внедрения - азота и углерода (так называемая переходная зона).

На рисунке 1 представлены профили распределения атомов внедрения (углерода, азота и кислорода) (а, б) и профили распределения нанотвердости по глубине (в, г) образцов стали 01X17H13M3 после ионно-плазменного поверхностного упрочнения с зеренно-субзеренной (а, в) и крупнозернистой (б, г) структурами. Анализ профилей распределения элементов свидетельствует о том, что концентрация углерода на поверхности образцов с зеренно-субзеренной и крупнозернистой структурами практически одинакова и имеет большие значения относительно содержания азота и кислорода. Согласно, данным спектроскопии поверхностный слой крупнозернистого образца (режим 2) более интенсивно насыщен углеродом и азотом, по сравнению с образцом с высокодефектной зеренно-субзеренной структурой (режим 1). Для образцов с зеренно-субзеренной и крупнозернистой структурами, композиционные слои обладают высокими значениями нанотвердости, (рисунок 1, в, г). Профили распределения нанотвердости изменяются нелинейно вдоль поперечного сечения от края боковой поверхности к центру образцов. Область I с наивысшими значениями нанотвердости соответствует поверхностным слоям с квазихрупким разрушением в обработанных по режиму 1 и 2 образцах. Для крупнозернистого образца поверхностная нанотвердость композиционного слоя составляет

≈17 ГПа, рисунок 1, в. Для образца с высокодефектной структурой максимальное значение выше и достигает ≈23 ГПа вблизи края боковой поверхности, рисунок 1, г.

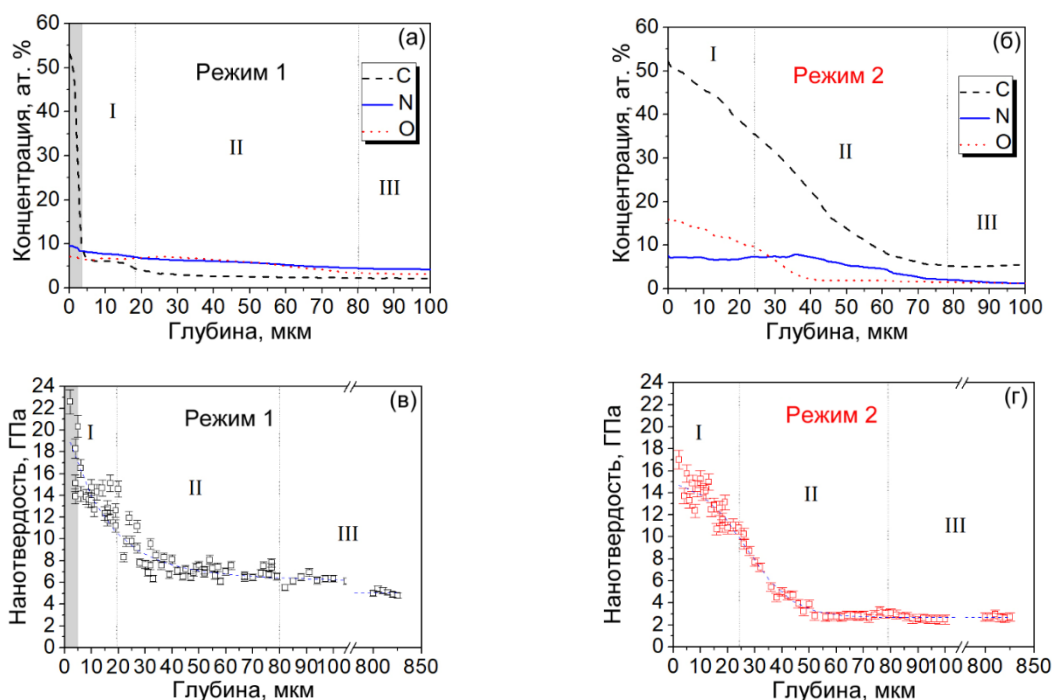


Рисунок 1 – Профили распределения C, N, O (а, б) и нанотвердости (в, г) по глубине образцов стали 01X17H13M3 после ионно-плазменного поверхностного упрочнения с зеренно-субзеренной (режим 1) (а, в) и крупнозернистой (режим 2) (б, г) структурами

Переходная зона, наблюдаемая на поверхности изломов при анализе СЭМ-изображений образцов стали соответствуют области II с повышенным содержанием атомов внедрения, значение нанотвердости в этой области не так велико, как в области I, но значительно превышает значения в области III. Основное различие между образцами в разных субструктурных состояниях заключается в концентрации углерода – в высокодефектных образцах диффузия углерода в объем образца подавлена относительно крупнозернистого состояния. Ввиду того, что углерод имеет самый большой атомный радиус ( $r_C=0,077$  нм) между тремя анализируемыми элементами ( $r_N=0,071$  нм,  $r_O=0,063$  нм) вероятно, что высокая плотность субграниц, дислокаций и дислокационных кластеров эффективно поглощает атомы углерода и затрудняет их проникновение вглубь образца. Для зеренно-субзеренной структуры, содержащей высокую плотность дефектов, характерна более протяженная зона твердорастворного упрочнения атомами азота и кислорода с содержанием от 9 до 5 ат. % этих элементов вплоть до глубины ≈100-110 мкм. Данные, полученные методом оже-спектроскопии, нанотвердости и анализ СЭМ-изображений хорошо коррелируют друг с другом и косвенно подтверждают это предположение.

Таким образом, формирование высокой плотности деформационных дефектов в структуре стали – границ и субграниц, дислокаций и дислокационных скоплений, способствует более интенсивной диффузии азота и углерода в упрочняемую сталь. Предположительно, диффузия азота и углерода для зеренно-субзеренной структуры происходит преимущественно по многочисленным (суб)границам и дефектам кристаллического строения, тогда как для крупнозернистой структуры диффузия происходит преимущественно по телу зерен, но наличие высокой плотности дислокаций также служит дополнительными «ловушками» для атомов внедрения и способствует дополнительному вкладу в эффект поверхностного упрочнения стали.