

ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПЛАЗМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ УГЛЕРОДОМ И АЗОТОМ НА УПРОЧНЕНИЕ И ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

© 2019

П.А. Скорынина, младший научный сотрудник

Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

А.В. Макаров, член-корреспондент РАН, доктор технических наук,

заведующий отделом материаловедения и лабораторией механических свойств

Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

Институт физики металлов имени М.Н. Михеева

Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

А.И. Меньшаков, кандидат технических наук, научный сотрудник

Институт электрофизики Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

А.Л. Осинцева, кандидат технических наук, старший научный сотрудник

Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

М.А. Чалина, аспирант

Институт физики металлов имени М.Н. Михеева

Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

Ключевые слова: аустенитная нержавеющая сталь; плазменная цементация; плазменное азотирование; низкоэнергетичный электронный пучок; микротвердость; шероховатость поверхности.

Аннотация: Низкотемпературная плазменная цементация и низкотемпературное плазменное азотирование являются эффективными методами упрочнения термически неупрочняемых аустенитных хромоникелевых сталей. Однако ионно-плазменные методы модифицирования поверхности могут приводить к росту параметра шероховатости. Ранее авторами было установлено, что уровень обеспечиваемой шероховатости поверхности в сильной степени зависит от температуры плазменной обработки. Актуальным направлением исследований является снижение температуры химико-термической обработки с целью обеспечения эффективного упрочнения и низкого уровня шероховатости поверхности аустенитной хромоникелевой стали.

В настоящей работе с применением рентгеноструктурного фазового анализа, измерений микротвердости при различных нагрузках и оптической профилометрии изучено влияние цементации и азотирования в плазме электронного пучка при температуре $T=350$ °С на формируемый фазовый состав, микротвердость и шероховатость поверхности аустенитной стали 04X17H8T. Установлено, что цементация и азотирование в плазме, генерируемой низкоэнергетичным электронным пучком, обеспечивает повышение микротвердости поверхности аустенитной стали в 5–6 раз (от 220 до 1100 HV 0,025 и 1390 HV 0,025 соответственно). Эффективное упрочнение поверхностного слоя аустенитной стали связано с формированием в результате низкотемпературного плазменного модифицирования пересыщенного углеродом аустенита γ_C и карбидов хрома $Cr_{23}C_6$ при цементации, а также S-фазы (пересыщенного азотом аустенита γ_N), ϵ -фазы ($Fe_{2,3}N$) и γ' -фазы (Fe_4N) при азотировании. Показано, что нержавеющая аустенитная сталь после цементации характеризуется большей глубиной упрочненного слоя, чем в случае плазменного азотирования. Низкотемпературные (при температуре $T=350$ °С) обработки в плазме электронного пучка цементацией и азотированием обеспечивают формирование качественной поверхности стали 04X17H8T с низкими значениями параметра шероховатости Ra (185–265 нм) и вследствие этого могут рассматриваться в качестве финишной операции при проведении поверхностного упрочнения аустенитной стали.

ВВЕДЕНИЕ

В мировой науке пристальное внимание уделяется таким методам модифицирования поверхности, как низкотемпературная плазменная цементация и низкотемпературное плазменное азотирование, которые приводят к эффективному улучшению механических характеристик и повышению износостойкости термически неупрочняемых аустенитных хромоникелевых сталей без потери их коррозионных свойств [1; 2]. Поскольку основным преимуществом таких плазменных обработок является возможность получения в структуре пересыщенного углеродом или азотом γ -твердого раствора, обладающего повышенной твердостью, без формирования карбидов и нитридов хрома [3; 4], снижающих коррозионную стойкость аустенитных сталей. Это становится возможным, если химическое модифицирование проводить при температурах ниже 500 °С.

Известно [2; 5; 6], что низкотемпературная (при температурах ≤ 500 °С) цементация приводит к формированию более глубокого упрочненного слоя (до 40 мкм) в сравнении с азотированием, толщина упрочненного слоя после проведения которого обычно составляет ~20 мкм [7]. Однако твердость поверхности цементованной стали ниже, чем азотированной. Например, плазменная цементация при 470 °С обеспечивает рост микротвердости поверхности стали AISI 316L до 900 HV 0,025 [2]. Тогда как плазменное азотирование стали AISI 304L может приводить к росту твердости на поверхности вплоть до 19 ГПА [1].

Обычно для плазменного модифицирования поверхности используют установки на основе тлеющего разряда [2; 6; 8]. Альтернативным способом генерации плазмы могут являться низкоэнергетичные электронные пучки. Применение такого метода позволяет эффективно

генерировать плазму высокой плотности 10^{10} – 10^{12} см⁻³ и нагревать помещаемые в плазму объекты до требуемой температуры без использования средств внешнего нагрева, что является значительным преимуществом. Однако необходимо учитывать, что ионно-плазменные обработки могут приводить к росту шероховатости поверхности обрабатываемого материала. Показано, что величина параметра шероховатости *Ra* после азотирования может превышать 0,7 мкм [9] и возрастает с увеличением температуры азотирования стали AISI 316L. Поэтому целесообразно рассмотреть возможность проведения плазменной цементации и азотирования при более низкой температуре (ниже 400°C) для обеспечения высокого качества обрабатываемой поверхности

Цель работы – исследование влияния цементации и азотирования в плазме электронного пучка при температуре $T=350$ °C на фазовый состав, микротвердость и шероховатость формируемой поверхности аустенитной стали 04X17H8T.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследовали коррозионностойкую аустенитную сталь 04X17H8T состава в мас. %: 0,04 С; 16,77 Cr; 8,44 Ni; 1,15 Mn; 0,67 Si; 0,32 Ti; 0,31 Cu; 0,26 Mo; 0,12 Co; 0,12 V; 0,04 P; 0,03 Nb; 0,005 S. Образцы размером 40×25×10 мм вырезали из листовой стали методом электроискровой резки и подвергали закалке от 1100 °C с охлаждением в воде, механическому шлифованию и электролитическому полированию.

Цементацию и азотирование образцов проводили в плазме низкоэнергетичного электронного пучка. Методика плазменного модифицирования поверхности углеродом и азотом, а также схема лабораторной установки представлены в работах [10–12]. Цементацию осуществляли в аргоно-ацетиленовой ($Ar+C_2H_2$) плазме, а азотирование – в плазме смеси аргона и азота ($Ar+N_2$). Нагрев образцов до требуемой температуры (350 °C) достигался при заданном токе пучка (I_2), энергии электронов (U_2) и плотности тока ионов (J_i), поступающих на поверхность образцов (таблица 1). Выдержка образцов в установившемся режиме при цементации составила 6 ч, при азотировании – 4 ч.

Микротвердость измеряли по методу восстановленного отпечатка на приборе SHIMADZU HNV-G21DT при нагрузках на индентор Виккерса 0,25–4,90 Н. Фазовый состав образцов определяли на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU XRD-7000 в $Cr\alpha$ -излучении. Шероховатость поверхности образцов изучали на оптическом профилометре Wyko NT-1100. Измерения проводили на участках размерами 0,9×1,2 мм и определяли среднеарифметическое отклонение профиля шероховатости *Ra*.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Согласно результатам рентгеноструктурного фазового анализа, представленным в таблице 2, после цементации при $T=350$ °C в поверхностном слое аустенитной стали 04X17H8T формируется пересыщенный углеродом аустенит γ_C и небольшое количество карбидов хрома $Cr_{23}C_6$. В структуре исследуемой стали, подвергнутой азотированию при $T=350$ °C, наряду с фазами ϵ ($Fe_{2,3}N$) и γ' (Fe_4N) формируется S-фаза – пересыщенный азотом аустенит γ_N . Нитридов хрома (CrN) в структуре стали не наблюдается, в отличие от стали, азотированной при более высокой температуре ($T=500$ °C) [13]. Формирование указанных фаз обуславливает повышение микротвердости поверхности исследуемой аустенитной стали с исходной микротвердостью 220 HV 0,025 в 5–6 раз (таблица 2). Азотирование приводит к большему росту микротвердости стали 04X17H8T (до 1390 HV 0,025) в сравнении с цементацией, которая обеспечивает формирование упрочненного поверхностного слоя аустенитной стали твердостью 1100 HV 0,025.

Однако если для плазменного азотирования известны результаты и более высокого упрочнения аустенитной хромоникелевой стали (15–19 ГПа) [1; 14], то достигнутый при цементации в плазме электронного пучка уровень микротвердости поверхности исследуемой стали превышает упрочнение, достигаемое при других видах плазменной цементации аустенитных сталей (700–950 HV) [2; 15; 16].

На рис. 1 представлена зависимость микротвердости цементованной и азотированной поверхностей исследуемой стали от глубины внедрения индентора Виккерса. Приведенные данные измерения микротвердости

Таблица 1. Режимы плазменного модифицирования поверхности стали 04X17H8T

Обработка	Время выдержки, ч	T , °C	I_2 , А	U_2 , В	J_i , мА/см ²
Цементация	6	350	2,9	200	3,4
Азотирование	4	350	2,5	120	2,0

Таблица 2. Фазовый состав, микротвердость HV 0,025 и параметр шероховатости *Ra* поверхности стали 04X17H8T после закалки, цементации и азотирования в плазме электронного пучка

Обработка	Фазовый состав	HV 0,025	<i>Ra</i> , нм
Закалка	γ	220	30-80
Цементация	γ_C , $Cr_{23}C_6$	1100	185
Азотирование	ϵ ($Fe_{2,3}N$), γ' (Fe_4N), S (γ_N)	1390	265

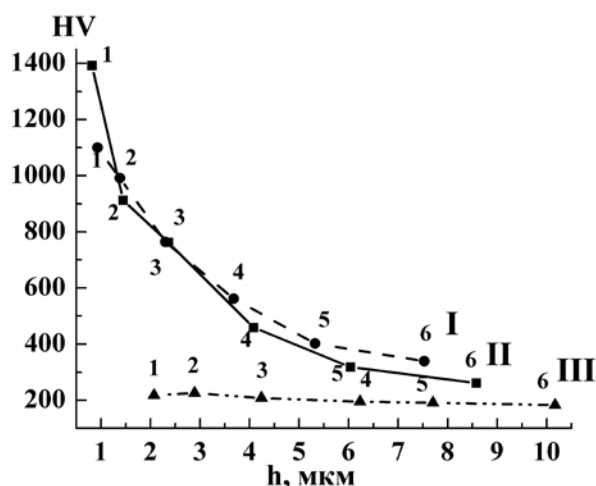


Рис. 1. Зависимости микротвердости HV поверхности стали 04X17H8T от глубины внедрения индентора Виккерса при нагрузках 0,25 Н (1), 0,49 Н (2), 0,98 Н (3), 1,96 Н (4), 2,94 Н (5) и 4,90 Н (6): I – цементация; II – азотирование; III – закалка

при разных нагрузках (от 0,25 Н до 4,90 Н) позволяют сопоставить уровни микротвердости в градиентных слоях, сформированных цементацией и азотированием. Рассматриваемые результаты характеризуют изменение микротвердости в тонком приповерхностном слое до 10 мкм (рис. 1).

Видно, что наиболее существенная разница в микротвердости аустенитной стали, подвергнутой азотированию и цементации, наблюдается при минимальной нагрузке на индентор 0,25 Н. С увеличением нагрузки на индентор разница в микротвердости модифицированных слоев становится менее заметной, однако преимущество в микротвердости у цементованного слоя (рис. 1, кривая I), по сравнению с азотированным слоем (рис. 1, кривая II), сохраняется и при измерениях с максимальной нагрузкой на индентор (4,90 Н). Следовательно, несмотря на максимальную микротвердость поверхности азотированной стали, снижение микротвердости по глубине азотированного слоя происходит более интенсивно (по более крутой траектории), чем у цементованного слоя. Это свидетельствует о большей глубине упрочненного слоя аустенитной стали в цементованном состоянии по сравнению с азотированным слоем после модификации углеродом и азотом в плазме электронного пучка, что согласуется с имеющимися литературными данными для цементации и азотирования в плазме тлеющего разряда [1].

Как показали исследования на поперечных шлифах и при послойном электролитическом удалении поверхностного слоя, в результате обработки в плазме тлеющего разряда при температуре $T=350^{\circ}\text{C}$ толщина упрочненного слоя существенно выше после науглероживания (25 мкм), чем после модифицирования азотом (до 10–12 мкм). Хром и углерод имеют более низкую энергию взаимодействия ($-0,107$ эВ), чем хром и азот ($-0,193$ эВ) [17; 18]. Следовательно, скорость диффузии атомов углерода в аустенитную матрицу выше, чем у атомов азота (при более низкой скорости насыщения). Это и приводит к наблюдаемому формированию более глубокого модифицированного слоя при цементации в плазме электронного пучка.

Методом оптической профилометрии установлено (таблица 2, рис. 2), что плазменные обработки приводят к росту параметра шероховатости Ra поверхности аустенитной стали 04X17H8T, имеющей исходную шероховатость в электрополированном состоянии $Ra=30$ нм (перед цементацией) и $Ra=80$ нм (перед азотированием). Значение среднеарифметического отклонения профиля шероховатости Ra возрастают до 185 нм в результате цементации и до 265 нм в результате азотирования при температуре плазменной обработки $T=350^{\circ}\text{C}$. Отмеченный большой уровень шероховатости при азотировании наблюдается и при более высоких температурах обработок в плазме тлеющего разряда ($T=400\text{--}500^{\circ}\text{C}$) [11; 12]. Повышенные температуры плазменного азотирования и цементации могут приводить к существенному росту шероховатости обрабатываемой поверхности. В частности, в результате модифицирования при $T=450^{\circ}\text{C}$ шероховатость поверхности аустенитной стали возрастает после азотирования до 2230 нм [11], а после цементации – до 1060 нм [12].

Таким образом, и цементация, и азотирование в плазме электронного пучка при $T=350^{\circ}\text{C}$ обеспечивают формирование качественной поверхности с низкими значениями параметра шероховатости Ra (рис. 2) и, следовательно, могут использоваться в качестве эффективных упрочняющих финишных обработок аустенитной стали (таблица 2). Кроме того, перспективным может оказаться проведение деформационного наноструктурирования поверхностного слоя перед цементацией и азотированием при $T=350^{\circ}\text{C}$, что может повысить скорость диффузии углерода и азота в объем модифицируемого материала и тем самым привести к увеличению глубины упрочненного слоя [13; 19; 20]. Это будет являться направлением дальнейших исследований.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Установлено, что эффективное упрочнение поверхности аустенитной стали 04X17H8T, достигнутое в результате цементации в плазме электронного пучка при температуре $T=350^{\circ}\text{C}$ (до 1100 HV 0,025), обусловлено

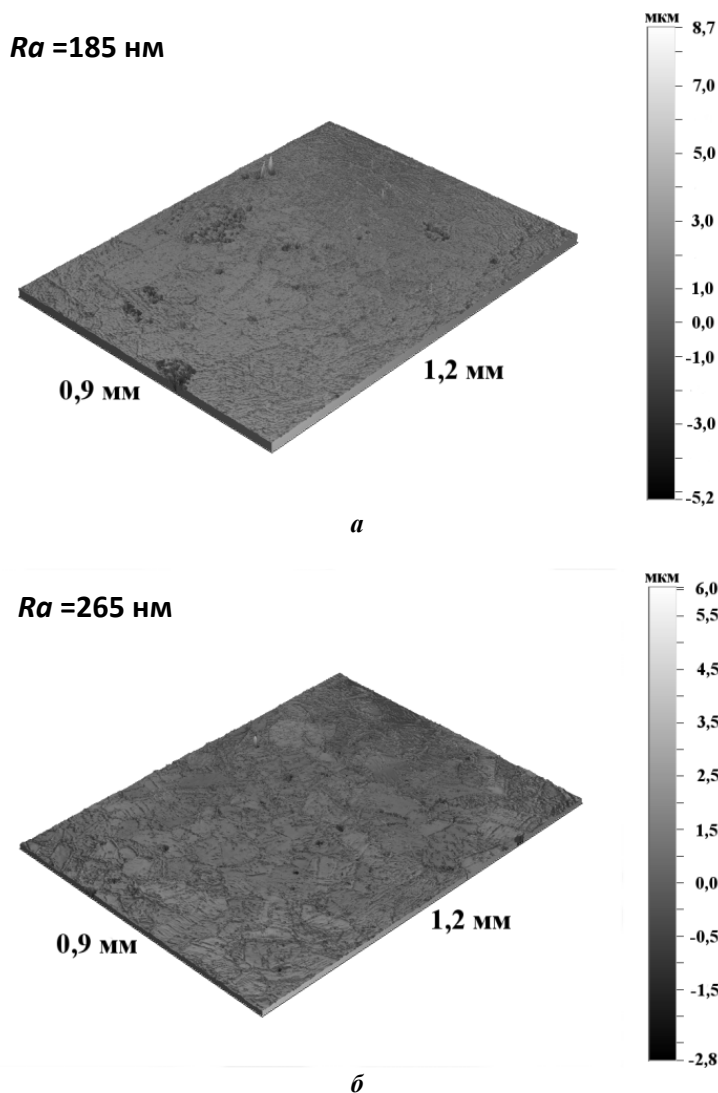


Рис. 2. Трехмерные профилограммы поверхности стали 04X17H18T после цементации (а) и азотирования (б)

формированием в поверхностном слое пересыщенного углеродом аустенита γ_C и карбидов хрома $Cr_{23}C_6$. Азотирование приводит к еще большему упрочнению аустенитной хромоникелевой стали (до 1390 HV 0,025) в результате формирования в структуре S-фазы (пересыщенного азотом аустенита γ_N), ϵ ($Fe_{2-3}N$)- и γ' (Fe_4N)-фаз. Исследуемая сталь, подвергнутая цементации, характеризуется большей глубиной упрочненного слоя, чем сталь после азотирования.

Показано, что и при цементации, и при азотировании при температуре $T=350^\circ C$ достигается достаточно низкий уровень значений параметра шероховатости Ra (185 и 265 нм соответственно).

Таким образом, низкотемпературные (при температуре $T=350^\circ C$) цементация и азотирование в плазме электронного пучка могут рассматриваться в качестве эффективных финишных упрочняющих обработок аустенитной хромоникелевой стали, обеспечивающих 5–6-кратный рост микротвердости при одновременном обеспечении низкой шероховатости поверхности.

Авторы выражают благодарность за участие в работе к. т. н. А.С. Мамаеву и Г.В. Самойловой.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-38-00561 мол_а и в рамках государственных заданий ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790148-1 и ИФМ УрО РАН по теме «Структура» № АААА-А18-118020190116-6 (проект УрО РАН № 18-10-2-39). Исследования выполнены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

Статья подготовлена по материалам докладов участников IX Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2019) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 9–13 сентября 2019 года.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Menthe E., Bulak A., Olfe J., Zimmermann A., Rie K.-T. Improvement of the mechanical properties of austenitic stainless steel after plasma nitriding // Surface and Coatings Technology. 2000. Vol. 133-134. P. 259–263.
2. Sun Y. Tribocorrosion behavior of low temperature plasma carburized stainless steel // Surface and Coatings Technology. 2013. Vol. 228. № 1. P. S342–S348.

3. Ernst F., Cao Y., Michal G.M., Heuer A.H. Carbide precipitation in austenitic stainless steel carburized at low temperature // *Acta Materialia*. 2007. Vol. 55. № 6. P. 1895–1906.
4. Гаврилов Н.В., Меньшаков А.И. Низкотемпературное азотирование нержавеющей аустенитной стали в плазме электронного пучка при 400 °С // *Физика и химия обработки материалов*. 2012. № 5. С. 31–36.
5. Cao Y., Ernst F., Michal G.M. Colossal carbon supersaturation in austenitic stainless steels carburized at low temperature // *Acta Materialia*. 2003. Vol. 51. № 14. P. 4171–4181.
6. Sun Y. Kinetics of low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steels // *Journal of Materials Processing Technology*. 2005. Vol. 168. № 2. P. 189–194.
7. Jayalakshmi M., Huilgol P., Ramachandra B.B., Udaya B.K. Microstructural characterization of low temperature plasma-nitrided 316L stainless steel surface with prior severe shot peening // *Materials and Design*. 2016. Vol. 108. P. 448–454.
8. Romedenne M., Rouillard F., Dupray B., Hamon D., Tabarant M., Monceau D. Carburization of austenitic and ferritic steels in carbon-saturated sodium: preliminary results on the diffusion coefficient of carbon at 873 K // *Oxidation of Metals*. 2016. Vol. 87. № 5-6. P. 643–653.
9. Borgioli F., Fossati A., Galvanetto E., Vacci T. Glow-discharge nitriding of AISI 316L austenitic stainless steel: influence of treatment temperature // *Surface and Coatings Technology*. 2005. Vol. 200. № 7. P. 2474–2480.
10. Макаров А.В., Гаврилов Н.В., Самойлова Г.В., Мамаев А.С., Осинцева А.Л., Саврай Р.А. Влияние непрерывного и газоциклического плазменного азотирования на качество наноструктурированной поверхности аустенитной нержавеющей стали // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. 2017. № 2. С. 55–66.
11. Макаров А.В., Самойлова Г.В., Мамаев А.С., Осинцева А.Л., Саврай Р.А. Влияние предварительной деформационной обработки на упрочнение и качество азотированной поверхности аустенитной нержавеющей стали // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2017. № 4. С. 67–74.
12. Скорынина П.А., Макаров А.В., Меньшаков А.И., Осинцева А.Л. Влияние низкотемпературной цементации в плазме электронного пучка на упрочнение и шероховатость поверхности метастабильной аустенитной стали // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. 2019. Т. 21. № 2. С. 97–109.
13. Makarov A.V., Samoilova G.V., Gavrilov N.V., Mamaev A.S., Osintseva A.L., Kurennykh T.E., Savrai R.A. Effect of Preliminary Nanostructuring Frictional Treatment on the Efficiency of Nitriding of Metastable Austenitic Steel in Electron Beam Plasma // *AIP Conference Proceedings*. 2017. Vol. 1915. P. 030011–1030011.
14. Гаврилов Н.В., Мамаев А.С., Чукин А.В. Азотирование нержавеющей стали в плазме электронного пучка в импульсном и непрерывном режимах генерации // *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 2017. № 11. С. 61–67.
15. Ciancagliani I., Donnini R., Kaciulis S., Mezzi A., Montanari R., Ucciardello N., Verona-Rinati G. Surface modification of austenitic steels by low-temperature carburization // *Surface and Interface Analysis*. 2012. Vol. 44. № 8. P. 1001–1004.
16. Tong X.S., Zhang T., Ye W. Effect of carburizing atmosphere proportion on low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steel // *Advanced Materials, Mechanics and Industrial Engineering*. 2014. Vol. 598. P. 90–93.
17. Blawert C., Mordike B.L., Collins G.A., Jirásková Y., Schneeweiss O., Perina V. Characterisation of duplex layer structures produced by simultaneous implantation of nitrogen and carbon into austenitic stainless steel X5CrNi189 // *Surface and Coatings Technology*. 2000. Vol. 128-129. № 1. P. 219–225.
18. Corujeira G.S., Dong H. EBSD and AFM observations of the microstructural changes induced by low temperature plasma carburising on AISI 316 // *Applied Surface Science*. 2011. Vol. 258. № 1. P. 608–613.
19. Menezes M.R., Godoy C., Buono V.T.L., Schwartzman M., Avelar-Batista Wilson J.C. Effect of shot peening and treatment temperature on wear and corrosion resistance of sequentially plasma treated AISI 316L steel // *Surface and Coatings Technology*. 2017. Vol. 309. P. 651–662.
20. Lin Y., Lu J., Wang L., Xu T., Xue Q. Surface nanocrystallization by surface mechanical attrition treatment and its effect on structure and properties of plasma nitrided AISI 321 stainless steel // *Acta Materialia*. 2006. Vol. 54. № 20. P. 5599–5605.

REFERENCES

1. Menthe E., Bulak A., Olfe J., Zimmermann A., Rie K.-T. Improvement of the mechanical properties of austenitic stainless steel after plasma nitriding. *Surface and Coatings Technology*, 2000, vol. 133-134, pp. 259–263.
2. Sun Y. Tribocorrosion behavior of low temperature plasma carburized stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 2013, vol. 228, no. 1, pp. S342–S348.
3. Ernst F., Cao Y., Michal G.M., Heuer A.H. Carbide precipitation in austenitic stainless steel carburized at low temperature. *Acta Materialia*, 2007, vol. 55, no. 6, pp. 1895–1906.
4. Gavrilov N.V., Menshakov A.I. Low temperature nitriding of stainless steel in electron beam plasma at 400 °C. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*, 2012, no. 5, pp. 31–36.
5. Cao Y., Ernst F., Michal G.M. Colossal carbon supersaturation in austenitic stainless steels carburized at low temperature. *Acta Materialia*, 2003, vol. 51, no. 14, pp. 4171–4181.
6. Sun Y. Kinetics of low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, vol. 168, no. 2, pp. 189–194.
7. Jayalakshmi M., Huilgol P., Ramachandra B.B., Udaya B.K. Microstructural characterization of low temperature plasma-nitrided 316L stainless steel surface with prior severe shot peening. *Materials and Design*, 2016, vol. 108, pp. 448–454.

8. Romedenne M., Rouillard F., Dupray B., Hamon D., Tabarant M., Monceau D. Carburization of austenitic and ferritic steels in carbon-saturated sodium: preliminary results on the diffusion coefficient of carbon at 873 K. *Oxidation of Metals*, 2016, vol. 87, no. 5-6, pp. 643–653.
9. Borgioli F., Fossati A., Galvanetto E., Bacci T. Glow-discharge nitriding of AISI 316L austenitic stainless steel: influence of treatment temperature. *Surface and Coatings Technology*, 2005, vol. 200, no. 7, pp. 2474–2480.
10. Makarov A.V., Gavrilov N.V., Samoylova G.V., Mamaev A.S., Osintseva A.L., Savray R.A. Effect of a continuous and gas-cyclic plasma nitriding on the quality of nanostructured austenitic stainless steel. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)*, 2017, no. 2, pp. 55–66.
11. Makarov A.V., Samoylova G.V., Mamaev A.S., Osintseva A.L., Savray R.A. The influence of preliminary deformation treatment on the hardening and quality of the nitrided surface of austenite stainless steel. *Vektor nauki Tolyatinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2017, no. 4, pp. 67–74.
12. Skorynina P.A., Makarov A.V., Menshakov A.I., Osintseva A.L. Effect of low-temperature carburization in electron beam plasma on the hardening and surface roughness of the metastable austenitic steel. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 97–109.
13. Makarov A.V., Samoiloa G.V., Gavrilov N.V., Mamaev A.S., Osintseva A.L., Kurennykh T.E., Savrai R.A. Effect of Preliminary Nanostructuring Frictional Treatment on the Efficiency of Nitriding of Metastable Austenitic Steel in Electron Beam Plasma. *AIP Conference Proceedings*, 2017, vol. 1915, pp. 030011–1030011.
14. Gavrilov N.V., Mamaev A.S., Chukin A.V. Stainless Steel Nitriding in Electron Beam-Generated Plasma at Pulsed and DC-Modes of Beam Generation. *Poverkhnost. Rentgenovskie, sinkhrotronnye i neytronnye issledovaniya*, 2017, no. 11, pp. 61–67.
15. Ciancaglioni I., Donnini R., Kaciulis S., Mezzi A., Montanari R., Ucciardello N., Verona-Rinati G. Surface modification of austenitic steels by low-temperature carburization. *Surface and Interface Analysis*, 2012, vol. 44, no. 8, pp. 1001–1004.
16. Tong X.S., Zhang T., Ye W. Effect of carburizing atmosphere proportion on low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steel. *Advanced Materials, Mechanics and Industrial Engineering*, 2014, vol. 598, pp. 90–93.
17. Blawert C., Mordike B.L., Collins G.A., Jirásková Y., Schneeweiss O., Perina V. Characterisation of duplex layer structures produced by simultaneous implantation of nitrogen and carbon into austenitic stainless steel X5CrNi189. *Surface and Coatings Technology*, 2000, vol. 128-129, no. 1, pp. 219–225.
18. Corujeira G.S., Dong H. EBSD and AFM observations of the microstructural changes induced by low temperature plasma carburising on AISI 316. *Applied Surface Science*, 2011, vol. 258, no. 1, pp. 608–613.
19. Menezes M.R., Godoy C., Buono V.T.L., Schvartzman M., Avelar-Batista Wilson J.C. Effect of shot peening and treatment temperature on wear and corrosion resistance of sequentially plasma treated AISI 316L steel. *Surface and Coatings Technology*, 2017, vol. 309, pp. 651–662.
20. Lin Y., Lu J., Wang L., Xu T., Xue Q. Surface nanocrystallization by surface mechanical attrition treatment and its effect on structure and properties of plasma nitrided AISI 321 stainless steel. *Acta Materialia*, 2006, vol. 54, no. 20, pp. 5599–5605.

**THE INFLUENCE OF LOW-TEMPERATURE PLASMA MODIFICATION
WITH CARBON AND NITROGEN ON THE HARDENING AND SURFACE ROUGHNESS
OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL**

© 2019

P.A. Skorynina, junior researcher

Institute of Engineering Science of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)

A.V. Makarov, Corresponding Member of RAS, Doctor of Sciences (Engineering), Head of Materials Science Department,
Head of the Laboratory of Mechanical Properties

Institute of Engineering Science of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)

M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)

A.I. Menshakov, PhD (Engineering), researcher

Institute of Electrophysics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)

A.L. Osintseva, PhD (Engineering), senior researcher

Institute of Engineering Science of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)

M.A. Chalina, postgraduate student

M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)

Keywords: austenitic stainless steel; plasma carburization; plasma nitriding; low-energy electron beam; microhardness; surface roughness.

Abstract: Low-temperature plasma carburization and low-temperature plasma nitriding are the effective methods for hardening of thermally nonhardenable austenitic chromium-nickel steels. However, the ion-plasma methods of surface modification can lead to the roughness parameter increase. Previously, the authors identified that the level of surface roughness strongly depends on the temperature of plasma treatment. The hot topic of the research is the reduction of temperature of chemical and thermal treatment to ensure the effective hardening and low surface roughness of austenitic chromium-nickel steel.

In this paper, using the X-ray phase analysis, microhardness measurements at various loads and optical profilometry, the authors studied the influence of γ and nitriding in the electron beam plasma at the temperature of $T=350$ °C on the phase composition, microhardness and surface roughness of 04Cr17Ni8Ti austenitic steel. It is established that carburization and nitriding in the plasma generated by low-energy electron beam provides an increase in microhardness of the surface of austenitic steel in 5–6 times (from 220 to 1100 HV and 1390 HV 0.025, respectively). The effective hardening of the surface layer of austenitic steel is associated with the formation as a result of low-temperature plasma modification of carbon-supersaturated austenite γ_C and chromium carbides $Cr_{23}C_6$ during carburization, as well as S-phase (nitrogen-supersaturated austenite γ_N), ϵ -phase ($Fe_{2,3}N$) and γ' -phase (Fe_4N) during nitriding. The study identified that stainless austenitic steel after carburization is characterized by the greater depth of a hardened layer than in the case of plasma nitriding. Low-temperature (at the temperature of $T=350$ °C) treatment in the plasma electron beam by carburization and nitriding provides the formation of a high-quality 04Cr17Ni8Ti steel surface with low values of roughness parameter Ra (185–265 nm) and, therefore, can be considered as a finishing operation during the surface hardening of austenitic steel.