



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние низкотемпературной цементации в плазме электронного пучка на упрочнение и шероховатость поверхности метастабильной аустенитной стали

Полина Скорынина^{1, а, *}, Алексей Макаров^{1, 2, 3, б}, Андрей Меньшаков^{4, с}, Алевтина Осинцева^{1, д}

¹ Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

² Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Россия

³ Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

⁴ Институт электрофизики УрО РАН, ул. Амундсена, 106, г. Екатеринбург, 620016, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0002-8904-7600>,  polina.skorynina@mail.ru, ^б  <http://orcid.org/0000-0002-2228-0643>,  avm@imp.uran.ru,

^с  <https://orcid.org/0000-0003-3715-7741>,  menshakovandrey@mail.ru, ^д  <https://orcid.org/0000-0003-0043-8435>,  osintseva@imach.uran.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.785.52

История статьи:

Поступила: 24 марта 2019

Рецензирование: 8 апреля 2019

Принята к печати: 11 апреля 2019

Доступно онлайн: 15 июня 2019

Ключевые слова:

Аустенитная нержавеющая сталь

Плазменная цементация

Электронный пучок

Микротвердость

Шероховатость

Финансирование

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-38-00561_мод 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. Исследования выполнены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

АННОТАЦИЯ

Введение. Низкотемпературная плазменная цементация является эффективным способом повышения твердости термически неупрочняемых аустенитных хромоникелевых сталей. Использование низкоэнергетичных (до 1 кэВ) электронных пучков для плазменного модифицирования поверхности позволяет не только эффективно генерировать плазму, но и нагревать до высокой температуры помещаемые в плазму объекты без использования дополнительного внешнего нагрева. Однако в литературе отсутствуют сведения о цементации аустенитных нержавеющих сталей с использованием плазмы, генерируемой электронным пучком. Существенное влияние на уровень обеспечиваемых характеристик и формируемый фазовый состав аустенитных сталей оказывает температура цементации. Важно также учитывать, что применение ионно-плазменных химико-термических обработок может приводить к изменению шероховатости обрабатываемой поверхности. **Цель работы** заключается в изучении влияния температуры цементации в плазме низкоэнергетичного электронного пучка в диапазоне $T_{ц} = 350...500$ °С на фазовый состав, шероховатость, глубину и упрочнение цементованного слоя аустенитной стали 04X17H8T (AISI 321). **Методы исследования:** измерение микротвердости, рентгеноструктурный фазовый анализ, сканирующая электронная микроскопия и оптическая профилометрия. **Результаты и обсуждение.** Цементация в плазме, генерируемой электронным пучком, при $T_{ц} = 350...500$ °С обеспечивает повышение микротвердости поверхности аустенитной стали в 5,5 раз (до ~ 1100 HV 0,025). Установлено, что глубина упрочненного слоя в сильной степени зависит от температуры цементации и составляет 25 мкм при $T_{ц} = 350$ °С, а при дальнейшем повышении температуры цементации возрастает вплоть до 200 мкм при $T_{ц} = 500$ °С. Эффективное упрочнение поверхностного слоя нержавеющей стали связано с формированием пересыщенного углеродом аустенита γ_C и карбидов $Cr_{23}C_6$ при $T_{ц} = 350...500$ °С, а также карбидов Cr_7C_3 при $T_{ц} = 500$ °С. Показано, что цементация электрополированной поверхности стали при температурах 400...500 °С сопровождается ростом параметра шероховатости R_a до 0,73...1,06 мкм. Снижение температуры цементации до $T_{ц} = 350$ °С приводит к формированию поверхности со значительно более низким параметром шероховатости $R_a = 0,15$ мкм.

Для цитирования: Влияние низкотемпературной цементации в плазме электронного пучка на упрочнение и шероховатость поверхности метастабильной аустенитной стали / П.А. Скорынина, А.В. Макаров, А.И. Меньшаков, А.Л. Осинцева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 97–109. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-97-109.

*Адрес для переписки

Скорынина Полина Андреевна, младший научный сотрудник
 Институт машиноведения УрО РАН,
 ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия
 Тел.: 8 (343) 362-30-33, e-mail: polina.skorynina@mail.ru

Введение

Аустенитные хромоникелевые стали обладают высокой коррозионной стойкостью и технологичностью, ввиду чего находят широкое применение в различных отраслях промышленности. Однако для аустенитных сталей характерны низкие прочностные характеристики и износо-

стойкость, которые не улучшаются термической обработкой. Определяющую роль в обеспечении эксплуатационных свойств изделий играет поверхность материала, поскольку именно поверхностные слои в первую очередь подвергаются износу, контактному нагружению и воздействию коррозионных сред. Деформационное упрочнение поверхностных слоев аустенитных сталей обеспечивают современные методы поверхностного пластического деформирования: обработка SMAT (ультразвуковая обработка шариками в вакууме) [1], дробеструйная [2], ультразвуковая [3], а также и фрикционные обработки в условиях трения скольжения [4–8] и с перемешиванием материала [9]. Эффективное повышение твердости и износостойкости аустенитных сталей достигается химическим модифицированием их поверхностного слоя с использованием таких химико-термических обработок, как низкотемпературное азотирование [10–13] и низкотемпературная цементация [14–19].

Низкотемпературная цементация в отличие от обычной проводится при температуре не более 500 °С и поэтому существенно снижает вероятность карбидообразования [16], вследствие чего не приводит к ухудшению коррозионных свойств поверхности нержавеющей стали [20]. Даже незначительное изменение температуры цементации существенно влияет на коррозионную стойкость аустенитных сталей. Так, в работе [19] показано, что коррозионная стойкость поверхностного слоя аустенитной стали 0Cr17Ni14Mo2 после цементации при температурах 450 и 470 °С заметно выше, чем после цементации при 500 °С.

Активная диффузия углерода в металл при низких температурах реализуется в процессе плазменной цементации, когда углерод вводится в плазму, из которой он поступает на обрабатываемую поверхность и далее проникает в объем материала [20–22]. Обычно для плазменной цементации используют установки тлеющего разряда [20, 23, 24]. Однако для генерации плазмы могут быть использованы также низкоэнергетичные (до 1 кэВ) электронные пучки [12, 13, 25, 26]. В таком разряде быстрые электроны эффективно генерируют плазму высокой плотности $10^{10} \dots 10^{12} \text{ см}^{-3}$ и могут нагревать до высокой температуры помещаемые в плазму объекты. Этот способ позволяет изменять температуру

погруженных в плазму изделий без использования дополнительного внешнего нагрева, посредством регулирования параметров пучка и отрицательного потенциала. В работах [12, 13, 25, 26] такой метод генерации плазмы использовался для азотирования аустенитной стали. Однако для цементации данный подход ранее не применялся.

Значительное влияние на структурно-фазовое состояние, глубину и упрочнение цементованного слоя оказывает температура газовой или плазменной цементации [14, 23, 27]. Сведения о достигаемой при плазменной цементации твердости аустенитных сталей существенно различаются: 700 HV [21], 900 HV 0,025 [20], 950 HV 0,05 [28]. Важно также учитывать, что низкотемпературная цементация, формирующая упрочненный слой лишь небольшой толщины [20], ограничивает возможность последующей механической обработки. Поэтому целесообразно рассматривать низкотемпературную цементацию в качестве финишной обработки, которая должна обеспечивать низкую шероховатость поверхности. Однако ионно-плазменные обработки могут, напротив, приводить к существенному росту шероховатости поверхности [29–31].

Таким образом, целью настоящей работы стало исследование влияния температуры цементации в плазме электронного пучка на фазовый состав, шероховатость поверхности, глубину и упрочнение модифицированного слоя нержавеющей аустенитной стали 04X17H8T (AISI 321).

Методика исследований

Исследовали коррозионно-стойкую аустенитную сталь 04X17H8T (аналог AISI 321) состава в мас. %: 0,04 C; 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 °С с охлаждением в воде, механическому шлифованию и электролитическому полированию.

Цементацию образцов проводили в аргоноацетиленовой плазме, генерируемой низкоэнергетичным электронным пучком, с применением двухступенчатого источника широкого ($D = 100 \text{ мм}$) электронного пучка с

сетчатым плазменным катодом. Схема лабораторной установки для цементации изображена на рис. 1.

Таблица 1

Table 1

Режимы плазменной цементации стали 04X17H8T

Regimes of steel 04Cr17Ni8T plasma carburization

$T_{ц}, °C$	I_2, A	U_2, B	$J_i, mA/cm^2$
350	2,9	200	3,4
400	3,3	210	3,8
450	3,6	280	4,2
500	4,3	310	5,0

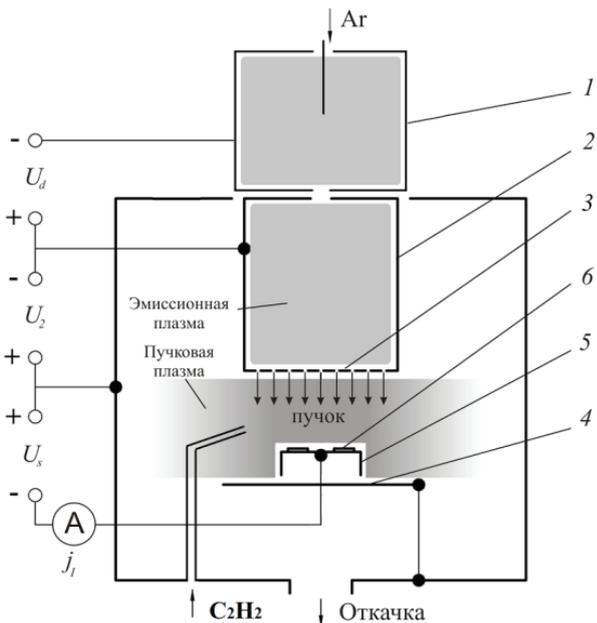


Рис. 1. Схема установки для цементации:

1 – полый катод; 2 – полый анод; 3 – сетка плазменного анода; 4 – образцы; 5 – изолированный стол; 6 – коллектор

Fig. 1. Carburization installation scheme:

1 – hollow cathode; 2 – hollow anode; 3 – plasma anode grid; 4 – samples; 5 – insulated table; 6 – collector

На начальной стадии зажигался тлеющий разряд в среде аргона ($30 \text{ см}^3/\text{мин}$), после чего между сеткой и разрядной камерой прикладывалось ускоряющее напряжение (U_2). На столик с образцами подавалось напряжение смещения (-350 В относительно разрядной камеры) и в течение 30 мин проводились ионная очистка и нагрев образцов. На следующей стадии в камеру напускался ацетилен ($1,5 \text{ см}^3/\text{мин}$) и устанавливались параметры пучка (ток I_2 , напряжение U_2), табл. 1, обеспечивающие нагрев до требуемой температуры ($T_{ц} = 350, 400, 450$ и 500 °C), после чего проводилась выдержка образцов в установленном режиме в течение 6 ч.

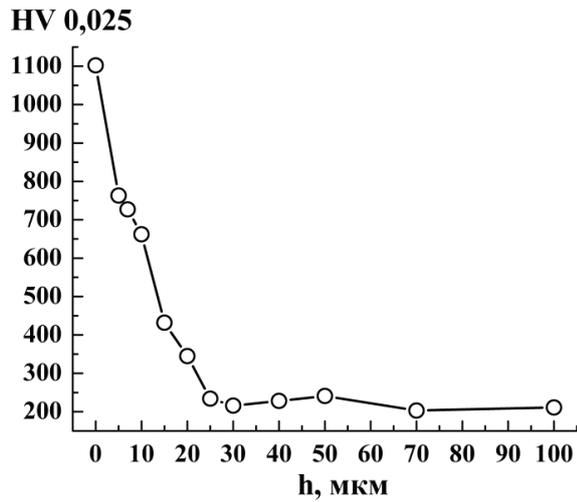
Рентгенографическое исследование выполняли на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Определяли фазовый состав, интегральную ширину B линии $(111)\gamma$ и параметр решетки аустенита a_A . Содержание углерода в γ -твердом растворе определяли, используя формулу $a_A = 3,555 + 0,044 p$ [32], где a_A – пара-

метр решетки аустенита; p – содержание углерода. Для уточнения результатов расчета использовали диаграмму зависимостей d/n от содержания углерода, где d/n – межплоскостное расстояние [33]. Микротвердость определяли по методу восстановленного отпечатка на приборе SHIMADZU HVM-G21DT при нагрузке на индентор Виккерса $0,245 \text{ Н}$. Шероховатость поверхности образцов с определением среднеарифметического отклонения профиля R_a изучали на оптическом профилометре Wyko NT-1100. Для оценки глубины упрочненного слоя на поперечных шлифах определяли изменение микротвердости и исследовали структуру с использованием электронного сканирующего микроскопа Tescan VEGA II XMU.

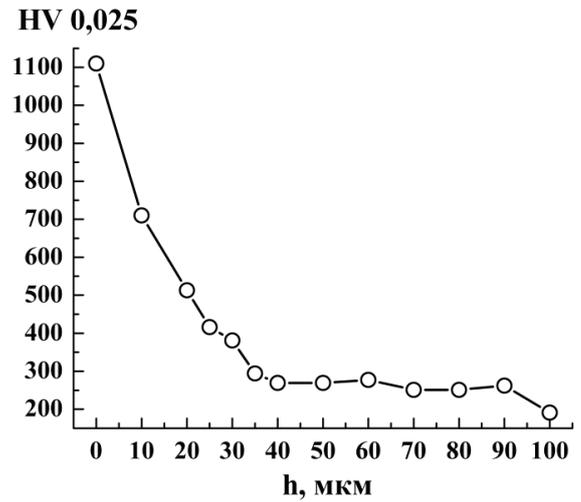
Результаты и их обсуждение

Согласно данным, представленным на рис. 2, цементация в плазме электронного пучка обеспечивает эффективное упрочнение поверхностного слоя аустенитной стали 04X17H8T с исходной микротвердостью $200 \text{ HV } 0,025$. Во всем температурном интервале цементации $T_{ц} = 350 \dots 500 \text{ °C}$ отмечаются близкие уровни упрочнения $\sim 1100 \text{ HV } 0,025$ непосредственно на поверхности образцов. По мере удаления от поверхности микротвердость непрерывно снижается, при этом глубина упрочненного слоя в сильной степени зависит от температуры цементации (рис. 2 и табл. 2).

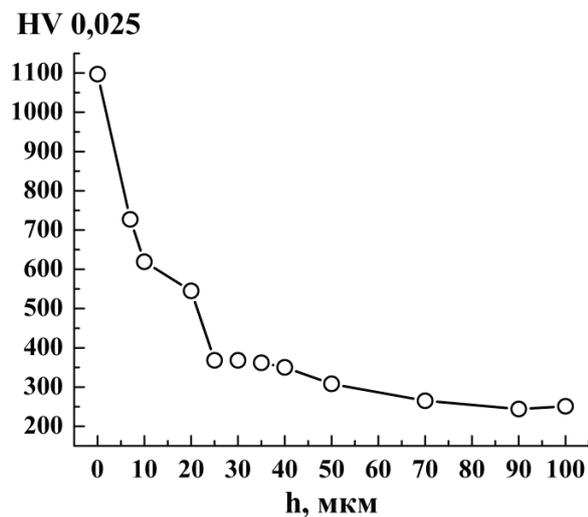
При минимальной температуре цементации $T_{ц} = 350 \text{ °C}$ глубина упрочненного слоя, отчетливо выявляемого на поперечном шлифе (рис. 3, а), составляет $\sim 25 \text{ мкм}$. На снижение микротвердости по глубине рассматриваемого слоя ука-



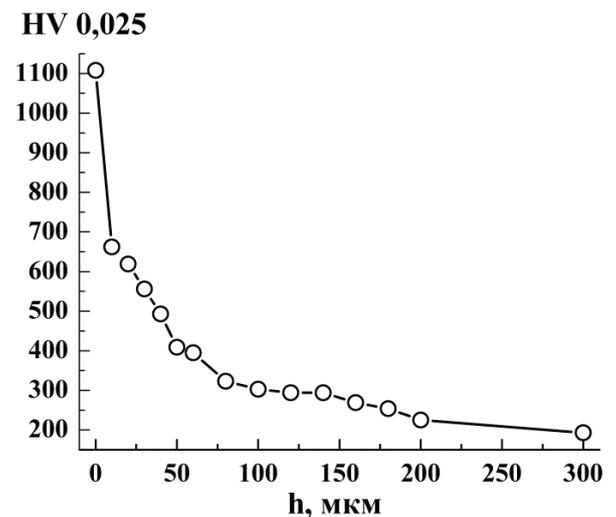
a



б



в



г

Рис. 2. Изменение микротвердости HV 0,025 по глубине поверхностного слоя стали 04X17H8T (h – расстояние от поверхности) после цементации в плазме электронного пучка при температурах:

$$T_{ц} = 350\text{ }^\circ\text{C} (a); T_{ц} = 400\text{ }^\circ\text{C} (б); T_{ц} = 450\text{ }^\circ\text{C} (в); T_{ц} = 500\text{ }^\circ\text{C} (г)$$

Fig. 2. Changing in microhardness HV 0.025 in depth of the surface layer of the steel 04Cr17Ni8T (h – the distance from the surface) after carburization in the electron beam plasma at temperatures:

$$T_c = 350\text{ }^\circ\text{C} (a), T_c = 400\text{ }^\circ\text{C} (б), T_c = 450\text{ }^\circ\text{C} (в), T_c = 500\text{ }^\circ\text{C} (г)$$

зывает соответствующее увеличение размеров отпечатков индентора Виккерса (рис. 4). С повышением температуры цементации до 400, 450 и 500 °C глубина упрочненного слоя возрастает до 40, 90 и 200 мкм соответственно (см. рис. 2, б–г, табл. 2, рис. 3, б). Это объясняется усилением диффузии углерода в стальную поверхность при более высоких температурах обработки.

Отмеченные результаты свидетельствуют о высокой эффективности применения плазмы, генерируемой низкоэнергетичным электронным пучком, для упрочнения аустенитной хромони-

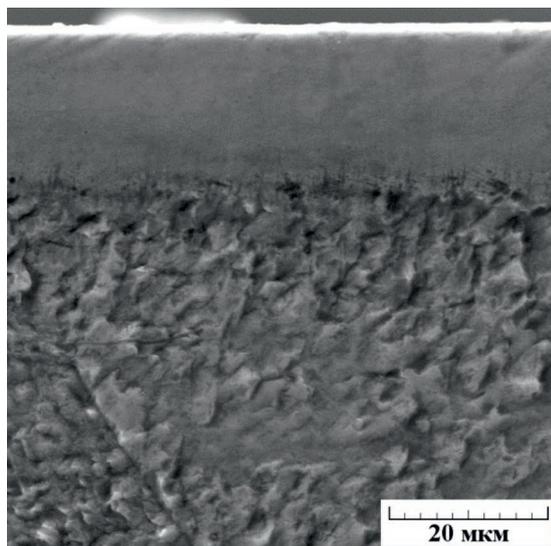
келевой стали. После цементации в плазме тлеющего разряда стали AISI 321SS глубина слоя составила лишь 8 и 18 мкм при температурах цементации $T_{ц} = 440$ и $500\text{ }^\circ\text{C}$ [23], а в стали AISI 316L – 25 мкм при $T_{ц} = 470\text{ }^\circ\text{C}$ [20]. Для цементации в плазме тлеющего разряда при температурах $T_{ц} = 400\text{ }^\circ\text{C}$ и ниже данные практически отсутствуют.

Достигнутый в результате цементации в плазме электронного пучка при $T_{ц} = 350\text{...}500\text{ }^\circ\text{C}$ уровень упрочнения поверхности исследуемой стали (1100 HV 0,025) превышает упрочнение,

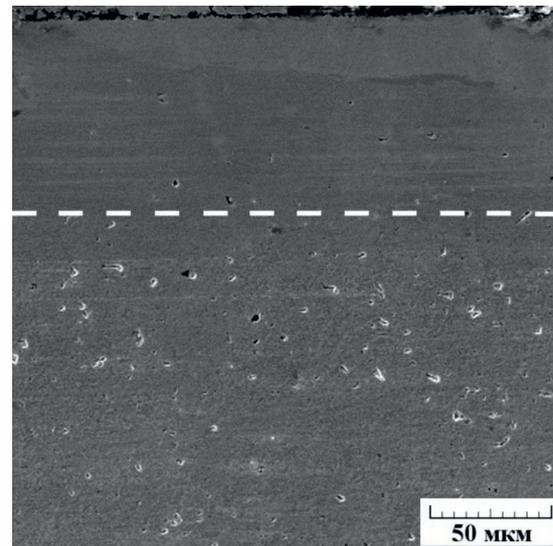
Влияние плазменной цементации при температурах $T_{ц}$ на глубину цементованного слоя, фазовый состав, интегральную ширину рентгеновской линии В (111) γ и параметр шероховатости R_a стали 04X17H8T

Influence of plasma carburization at temperatures T_c on the depth of the carburized layer, phase composition, integral width of the x-ray line (111) γ and the roughness parameter R_a of the steel 04Cr17Ni8T

Обработка	Глубина цементованного слоя, мкм	Фазовый состав	В (111) γ , мин	R_a , мкм
Закалка	–	γ	30,0	0,03
Цементация при $T_{ц} = 350$ °С	25	$\gamma_C, Cr_{23}C_6$	48,5	0,15
Цементация при $T_{ц} = 400$ °С	40	$\gamma_C, Cr_{23}C_6$	45,0	0,73
Цементация при $T_{ц} = 450$ °С	90	$\gamma_C, Cr_{23}C_6$	45,0	1,06
Цементация при $T_{ц} = 500$ °С	200	$\gamma_C, Cr_7C_3, Cr_{23}C_6$	46,0	0,73



а



б

Рис. 3. Изображения на электронном сканирующем микроскопе поверхностных слоев стали 04X17H8T после цементации в плазме электронного пучка при $T_{ц} = 350$ °С (а) и $T_{ц} = 450$ °С (б), пунктиром указана граница упрочненного слоя

Fig. 3. Electron scanning microscope images of the surface layers of the steel 04Cr17Ni8T after carburization in the electron beam plasma at $T_c = 350$ °С (a) and $T_c = 450$ °С (б), the dotted line indicates the boundary of the hardened layer

достигаемое при других видах плазменной цементации аустенитных сталей (700...950 HV) [20, 21, 28]. Так, цементация в плазме тлеющего разряда при температуре 470 °С в течение 15 часов обеспечивает рост микротвердости на поверхности стали AISI 316L до 900 HV 0,025 [20]. Уровень упрочнения метастабильной аустенитной хромоникелевой стали 870...900 HV 0,025

может быть получен также с использованием комбинированной деформационно-термической обработки, включающей наноструктурирующую фрикционную обработку и отжиг при температурах 400...450 °С [34]. Однако микротвердость, достигаемая при цементации даже с использованием плазмы электронного пучка, уступает микротвердости аустенитных сталей, подвер-

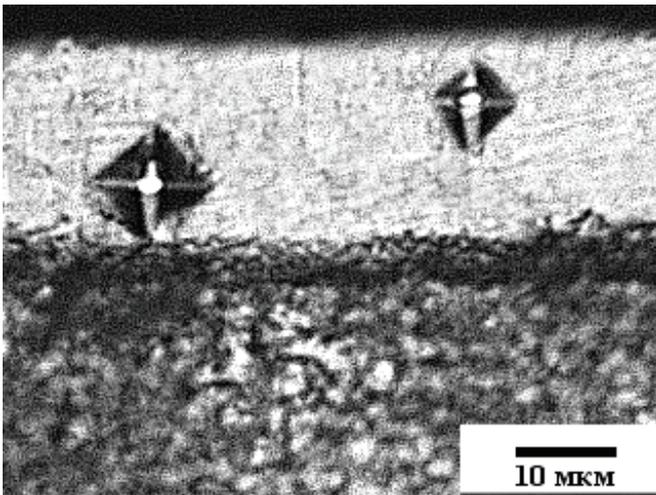


Рис.4. Изображение поверхностного слоя стали 04X17Ni8T, подвергнутой цементации в плазме электронного пучка при $T_c = 350\text{ }^\circ\text{C}$

Fig.4. Image of the surface layer of the steel 04Cr17Ni8T subjected to carburization in the electron beam plasma at $T_c = 350\text{ }^\circ\text{C}$

гнутых плазменному азотированию [31, 35–37]. Согласно данным, приведенным в работах [26, 31], азотирование в плазме электронного пучка при температурах 350...500 °C обеспечивает рост микротвердости поверхности рассматриваемой стали 04X17Ni8T до 1390-1450 HV 0,025.

Рентгеноструктурный фазовый анализ аустенитной стали 04X17Ni8T показывает, что цементация приводит к росту ширины B рентгеновской линии (111) γ от 30,0 мин (у закаленной стали) до 45,0...48,5 мин (см. табл. 2 и рис. 5). Это обусловлено микродеформациями (увеличением микроискажений) кристаллической решетки, вызванными повышенным содержанием в ней углерода (рис. 6) и ростом плотности дислокаций. Наблюдается также смещение линий аустенита (111) γ и (200) γ у стали, подвергнутой цементации при температурах 350 и 500 °C, в сторону меньших углов по сравнению с положением рентгеновских линий у исходной закаленной стали (см. рис. 5). Это характерно для так называемого в литературе «расширенного» аустенита (expanded austenite), пересыщенного азотом или углеродом [28, 36]. Рентгеноструктурный анализ стали указывает также на присутствие на поверхности цементованного слоя карбидов хрома Cr_{23}C_6 при $T_c = 350\text{...}500\text{ }^\circ\text{C}$, а также дополнительно карбидов хрома Cr_7C_3 при $T_c = 500\text{ }^\circ\text{C}$ (см. табл. 2 и рис. 5). Низкая интен-

сивность карбидных пиков рентгеновских линий свидетельствует о незначительном содержании карбидов в стали после цементации при температуре $T_c = 350\text{ }^\circ\text{C}$ (см. рис. 5, б).

Согласно табл. 2, рис. 5 и 6 исследуемая сталь, подвергнутая цементации при минимальной температуре $T_c = 350\text{ }^\circ\text{C}$, характеризуется наибольшими величинами ширины B рентгеновской линии (111) γ , смещения рентгеновских линий аустенита (111) γ и (200) γ , а также рассчитанного по параметру кристаллической решетки аустенита содержания углерода в твердом растворе (2,45 мас. %). В работе [21] подобным образом для стали AISI 316L, подвергнутой

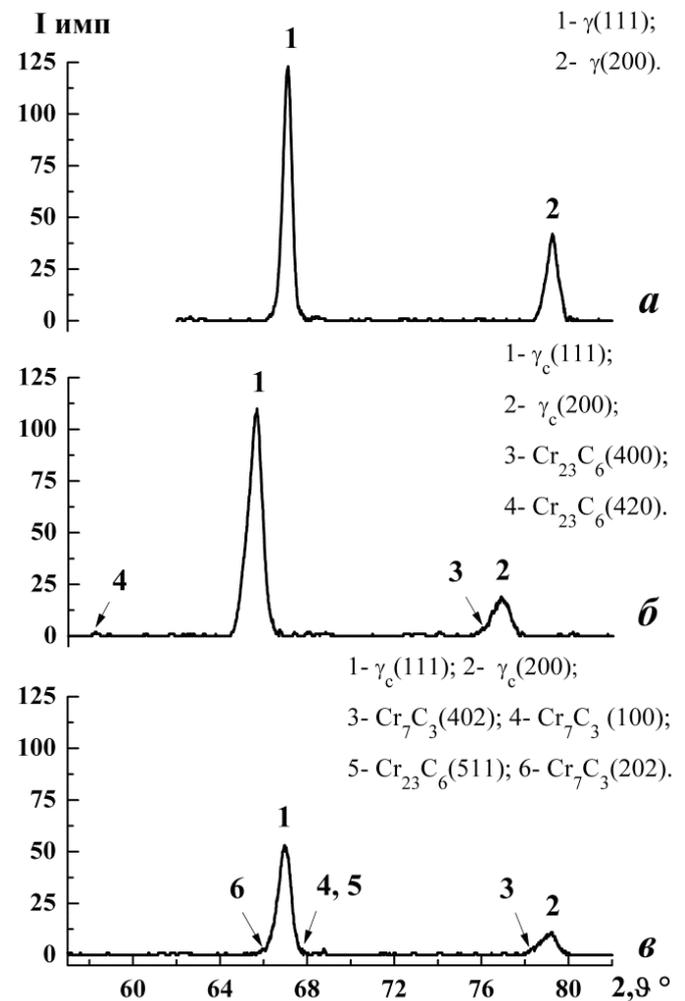


Рис. 5. Рентгеновские дифрактограммы поверхности стали 04X17Ni8T после закалки (а) и цементации в плазме электронного пучка при $T_c = 350\text{ }^\circ\text{C}$ (б) и $500\text{ }^\circ\text{C}$ (в)

Fig. 5. XRD patterns of the steel 04Cr17Ni8T surface after quenching (a) and carburization in the electron beam plasma at $T_c = 350\text{ }^\circ\text{C}$ (б) and $500\text{ }^\circ\text{C}$ (в)

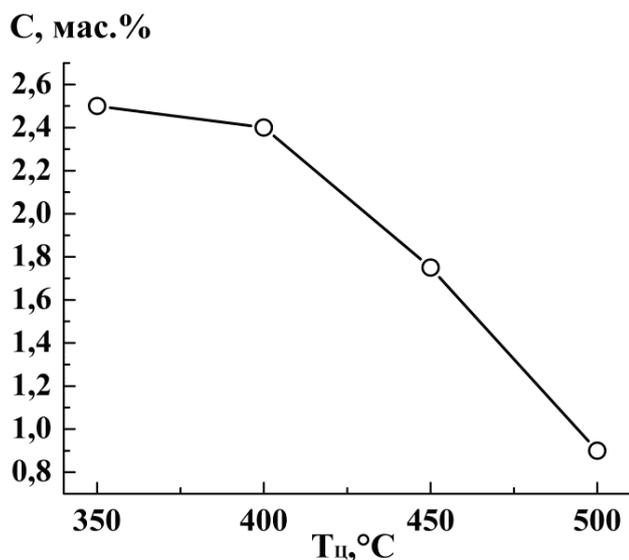


Рис. 6. Содержание углерода в γ -твердом растворе стали 04X17H8T в зависимости от температуры цементации $T_{ц}$ в плазме электронного пучка

Fig. 6. The content of carbon in γ -solid solution of the steel 04Cr17Ni8T depending on the carburization temperature T_c in the electron beam plasma

цементации, наблюдали увеличение сдвига рентгеновских линий аустенита с ростом концентрации углерода в γ -твердом растворе. При увеличении температуры цементации содержание углерода в аустените снижается до 0,9 мас. % при $T_{ц} = 500$ °C, что в 2,7 раза меньше, чем при $T_{ц} = 350$ °C (см. рис. 6). Рентгеновские линии аустенита (111) γ и (200) γ при $T_{ц} = 500$ °C смещаются на меньшую величину, чем при $T_{ц} = 350$ °C (см. рис. 5). Это, по-видимому, отражает рост количества карбидных фаз в цементованном слое. О возможности карбидообразования с увеличением температуры газовой и плазменной цементации свидетельствуют данные [16, 23].

Таким образом, отмеченный пятикратный рост микротвердости поверхности исследуемой стали 04X17H8T обусловлен формированием пересыщенного углеродом «расширенного» аустенита γ_c и карбидов хрома (см. рис. 2 и 5). При температуре цементации 350 °C достигаемый уровень твердости (~1100 HV 0,025) обеспечивается за счет формирования «расширенного» аустенита γ_c , содержащего максимальное количество углерода, и, по-видимому, небольшого количества высокодисперсных карбидов Cr_{23}C_6 , имеющих твердость 1100...1150 HV (см.

табл. 2, рис. 5, б). При $T_{ц} = 500$ °C значительный вклад в упрочнение цементованной стали до 1100 HV 0,025, по-видимому, вносят карбиды Cr_7C_3 (твердостью 1600...1800 HV) и Cr_{23}C_6 (см. табл. 2 и рис. 5, в), которые обеспечивают такой же уровень микротвердости, как и при низких температурах цементации (см. рис. 2), при существенно меньшем насыщении γ -твердого раствора углеродом (см. рис. 6). Следовательно, при низких температурах цементации преобладающими являются твердорастворный и дислокационный механизмы упрочнения, а при повышении температуры цементации вплоть до 500 °C возрастает вклад в упрочнение дисперсионного механизма.

Методом оптической профилометрии в результате проведения цементации установлено ухудшение качества электрополированной поверхности аустенитной стали 04X17H8T, имеющей исходную шероховатость $R_a = 0,03$ мкм (см. табл. 2 и рис. 7).

После цементации при температурах 400 и 500 °C значения параметра шероховатости R_a возрастают до 0,73 мкм. Однако наибольшей шероховатостью ($R_a = 1,06$ мкм) характеризуется поверхность стали, подвергнутой цементации при $T_{ц} = 450$ °C (см. табл. 2 и рис. 7, а). Такая шероховатость может быть неприемлемой в случае применения цементации в качестве финишной обработки прецизионных изделий. Наиболее качественная поверхность со значением параметра шероховатости $R_a = 0,15$ мкм формируется в результате цементации при $T_{ц} = 350$ °C (см. табл. 2 и рис. 7, б). Схожая зависимость параметра R_a от температуры обработки была установлена для азотирования в плазме электронного пучка рассматриваемой стали 04X17H8T [31]. После азотирования при $T_A = 450$ °C параметр шероховатости R_a составил 2,23 мкм, существенно превышая значения R_a при $T_A = 400$ °C (0,87 мкм) и $T_A = 500$ °C (0,88 мкм), а азотирование при $T_A = 350$ °C позволило получить поверхность с параметром $R_a = 0,27$ мкм.

Выводы

Впервые рассмотрены возможности применения цементации в плазме электронного пучка для упрочнения и формирования низкой шероховатости поверхности аустенитной хромоникелевой стали.

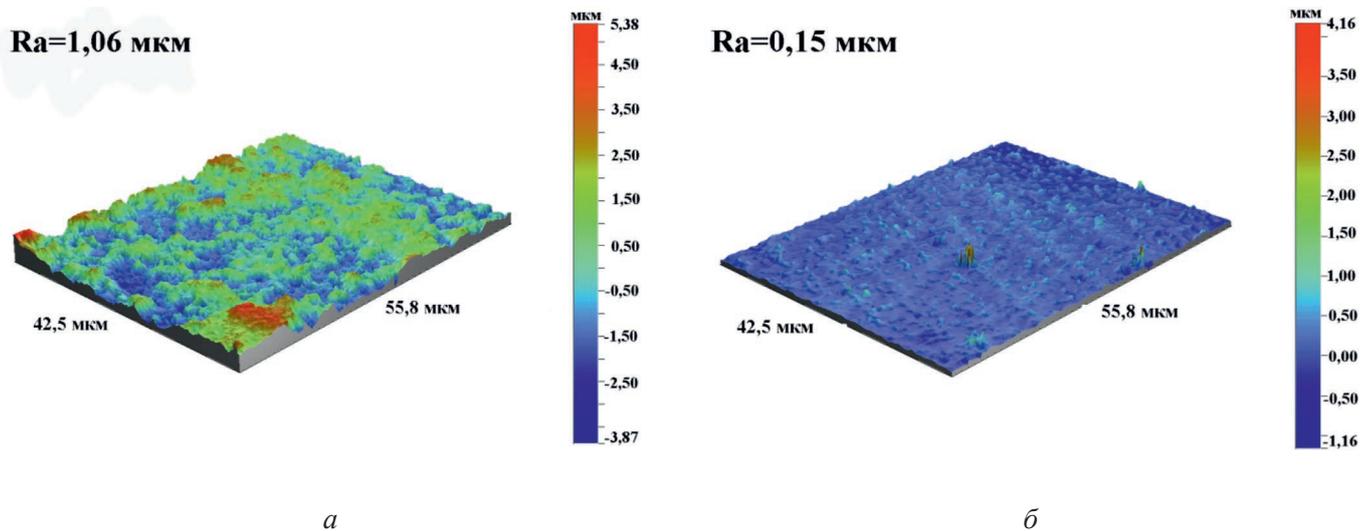


Рис. 7. Трехмерные профилограммы поверхности закаленной стали 04X17H8T после цементации в плазме электронного пучка при $T_{ц} = 450\text{ °C}$ (а) и $T_{ц} = 350\text{ °C}$ (б)

Fig. 7. Three-dimensional surface profilograms of hardened steel 04Cr17Ni8T after carburization in electron beam plasma at $T_c = 450\text{ °C}$ (a) and $T_c = 350\text{ °C}$ (b)

Показано, что указанная цементация при температурах $T_{ц} = 350\text{...}500\text{ °C}$ формирует на поверхности стали 04X17H8T (AISI 321) упрочненные до 1100 HV 0,025 слои. Повышение температуры цементации от $T_{ц} = 350\text{ °C}$ до $T_{ц} = 500\text{ °C}$ приводит к росту глубины упрочненного слоя от 25 до 200 мкм. Эффективное упрочнение поверхности аустенитной стали при цементации обусловлено формированием пересыщенного углеродом аустенита γ_C и карбидов $Cr_{23}C_6$ при $T_{ц} = 350\text{...}500\text{ °C}$, а также карбидов Cr_7C_3 при $T_{ц} = 500\text{ °C}$.

В результате плазменной цементации при $T_{ц} = 400\text{...}500\text{ °C}$ происходит рост шероховатости исходной электрополированной поверхности стали до $R_a = 0,73\text{...}1,06\text{ мкм}$. Снижение температуры цементации до $T_{ц} = 350\text{ °C}$ позволяет уменьшить значение параметра шероховатости цементованной поверхности до $R_a = 0,15\text{ мкм}$.

Таким образом, цементация в плазме низкоэнергетичного электронного пучка при температурах $T_{ц} = 350\text{...}500\text{ °C}$ является эффективным способом повышения твердости термически неупрочняемой аустенитной Cr–Ni стали, а модифицирование углеродом при минимальной температуре $T_{ц} = 350\text{ °C}$ обеспечивает также низкую шероховатость цементованной поверхности. Это позволяет рассматривать указанную технологию в качестве перспективной финишной упрочняющей обработки прецизионных изделий из нержавеющей аустенитных сталей.

Список литературы

1. Gatey A.M., Hosmani S.S., Singh R.P. Surface mechanical attrition treated AISI 304L steel: role of process parameters // Surface Engineering. – 2016. – Vol. 32, iss. 1. – P. 69–78. – DOI: 10.1179/1743294415Y.0000000056.
2. Characterization of the phase transformation in a nanostructured surface layer of 304 stainless steel induced by high-energy shot peening / Z. Ni, X. Wang, J. Wang, E. Wu // Physica B-Condensed Matter. – 2003. – Vol. 334. – P. 221–228. – DOI: 10.1016/S0921-4526(03)00069-3.
3. Effect of structure evolution induced by ultrasonic peening on the corrosion behavior of AISI-321 stainless steel / B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko, M.A. Vasylyev, M.O. Iefimov // Materials Science and Engineering: A. – 2007. – Vol. 458, iss. 1–2. – P. 253–261. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.12.049.
4. Baraz V.R., Kartak B.R., Mineeva O.N. Special features of friction hardening of austenitic steel with unstable γ -phase // Metal Science and Heat Treatment. – 2011. – Vol. 52, iss. 9. – P. 473–475. – DOI: 10.1007/s11041-010-9302-x.
5. Повышение трибологических свойств аустенитной стали 12X18H10T наноструктурирующей фрикционной обработкой / А.В. Макаров, П.А. Скорынина, А.Л. Осинцева, А.С. Юровских, Р.А. Саврай // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2015. – № 4 (69). – С. 80–92. – DOI: 10.17212/1994-6309-2015-4-80-92.
6. Baraz V.R., Fedorenko O.N. Special features of friction treatment of steels of the spring class // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Vol. 57,



iss. 11–12. – P. 652–655. – DOI: 10.1007/s11041-016-9937-3.

7. Effect of the conditions of the nanostructuring frictional treatment process on the structural and phase states and the strengthening of metastable austenitic steel / A.V. Makarov, P.A. Skorynina, A.S. Yurovskikh, A.L. Osintseva // *Physics of Metals and Metallography*. – 2017. – Vol. 118, iss. 12. – P. 1225–1235. – DOI: 10.1134/S0031918X17120092.

8. *Narkevich N.A., Shulepov I.A., Mironov Yu.P.* Structure, mechanical, and tribotechnical properties of an austenitic nitrogen steel after frictional treatment // *Physics of Metals and Metallography*. – 2017. – Vol. 118, iss. 4. – P. 339–406. – DOI: 10.1134/S0031918X17020090.

9. Microstructure and mechanical properties of friction stir processed AISI 316L stainless steel / M. Hajian, A. Abdollah-zadeh, S.S. Rezaei-Nejad, H. Assadi, S.M.M. Hadavi, K. Chung, M. Shokouhimehr // *Materials and Design*. – 2015. – Vol. 67. – P. 82–94. – DOI: 10.1016/j.matdes.2014.10.082.

10. *Liang W.* Surface modification of AISI 304 austenitic stainless steel by plasma nitriding // *Applied Surface Science*. – 2003. – Vol. 211. – P. 308–314. – DOI: 10.1016/S0169-4332(03)00260-5.

11. Microstructure and dry sliding wear resistance evaluation of plasma nitride austenitic stainless steel type AISI 316LN against different sliders / A. Deva-raj, A. Elayaperumal, J. Alphonsa, S.V. Kailas, S. Venugopal // *Surface and Coatings Technology*. – 2012. – Vol. 207. – P. 406–412. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.07.031.

12. *Gavrilov N.V., Mamaev A.S., Chukin A.V.* Nitriding of stainless steel in plasma of a pulse electron beam // *Technical Physics Letters*. – 2016. – Vol. 42, iss. 5. – P. 491–494. – DOI: 10.1134/S1063785016050096.

13. *Gavrilov N.V., Mamaev A.S., Chukin A.V.* Nitriding of stainless steel in electron beam plasma in the pulsed and DC generation modes // *Journal of Surface Investigation*. – 2017. – Vol. 11, iss. 6. – P. 1167–1172. – DOI: 10.1134/S1027451017060076.

14. *Cao Y., Ernst F., Michal G.M.* Colossal carbon supersaturation in austenitic stainless steels carburized at low temperature // *Acta Materialia*. – 2003. – Vol. 51. – P. 4171–4181. – DOI: 10.1016/S1359-6454(03)00235-0.

15. *Tokaji K., Kohyama K., Masayuki A.* Fatigue behaviour and fracture mechanism of a 316 stainless steel hardened by carburizing // *International Journal of Fatigue*. – 2004. – Vol. 26, iss. 5. – P. 543–551. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2003.08.024.

16. Carbide precipitation in austenitic stainless steel carburized at low temperature / F. Ernst, Y. Cao, G.M. Michal, A.H. Heuer // *Acta Materialia*. – 2007. – Vol. 55. – P. 1895–1906. – DOI: 10.1016/j.actamat.2006.09.049.

17. *Cheng L.H., Hwang K.S.* Surface hardening of powder injection molded 316L stainless steels through low-temperature carburization // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2013. – Vol. 44A, iss. 2. – P. 827–834. – DOI: 10.1007/s11661-012-1458-0.

18. Influence of the counter material on the dry sliding friction and wear behaviour of low temperature carburized AISI316L steel / L. Ceschini, C. Chiavari, A. Marconi, C. Martini // *Tribology International*. – 2013. – Vol. 67. – P. 36–43. – DOI: 10.1016/j.triboint.2013.06.013.

19. Structure and wear resistance of 0Cr17Ni14Mo2 austenitic stainless steel after low temperature gas carburising / F. Ma, L. Pan, L.J. Zhang, Y.F. Zhu, P. Li, M. Yang // *Materials Research Innovations*. – 2014. – Vol. 18. – P. 1023–1027. – DOI: 10.1179/1432891714Z.000000000551.

20. *Sun Y.* Tribocorrosion behavior of low temperature plasma carburized stainless steel // *Surface and Coatings Technology*. – 2013. – Vol. 228. – P. S342–S348. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.05.105.

21. Surface modification of austenitic steels by low-temperature carburization / I. Ciancaglioni, R. Donnini, S. Kaciulis, A. Mezzi, R. Montanari, N. Ucciardello, G. Verona-Rinati // *Surface and Interface Analysis*. – 2012. – Vol. 44, iss. 8. – P. 1001–1004. – DOI: 10.1002/sia.4894.

22. Modification of S phase on austenitic stainless steel using fine particle shot peening / M. Tsujikawa, M. Egawa, T. Sone, N. Ueda, T. Okano, K. Higashi // *Surface and Coatings Technology*. – 2013. – Vol. 228. – P. S318–S322. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.05.111.

23. *Sun Y.* Kinetics of low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steels // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2005. – Vol. 168. – P. 189–94. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.10.005.

24. Carburization of austenitic and ferritic steels in carbon-saturated sodium: preliminary results on the diffusion coefficient of carbon at 873 K / M. Romedenne, F. Rouillard, B. Dupray, D. Hamon, M. Tabarant, D. Monceau // *Oxidation of Metals*. – 2016. – Vol. 87. – P. 643–653. – DOI: 10.1007/s11085-017-9733-5.

25. *Abraha P., Yoshikawa Y., Katayama Y.* Surface modification of steel surfaces by electron beam excited plasma processing // *Vacuum*. – 2009. – Vol. 83, iss. 3. – P. 497–500. – DOI: 10.1016/j.vacuum.2008.04.073.

26. Влияние непрерывного и газоциклического плазменного азотирования на качество наноструктурированной поверхности аустенитной нержавеющей стали / А.В. Макаров, Н.В. Гаврилов, Г.В. Самойлова, А.С. Мамаев, А.Л. Осинцева, Р.А. Саврай // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2017. – № 2 (75). – С. 55–66. – DOI: 10.17212/1994-6309-2017-2-55-66.

27. *Sun Y., Li X., Bell T.* Structural characteristics of low temperature plasma carburised austenitic stainless

steel // *Materials Science and Technology*. – 1999. – Vol. 15, iss. 10. – P. 1171–1178. – DOI: 10.1179/026708399101505077.

28. Tong X., 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. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.598.90.

29. Effect of shot peening and treatment temperature on wear and corrosion resistance of sequentially plasma treated AISI 316L steel / M.R. Menezes, C. Godoy, V.T.L. Buono, M.M.M. Schwartzman, J.C.A.B. Wilson // *Surface and Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 309. – P. 651–662. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.12.037.

30. *Borgioli F., Galvanetto E., Bacci T.* Influence of surface morphology and roughness on water wetting properties of low temperature nitrided austenitic stainless steels // *Materials Characterization*. – 2014. – Vol. 95. – P. 278–284. – DOI: 10.1016/j.matchar.2014.07.006.

31. Влияние предварительной деформационной обработки на упрочнение и качество азотированной поверхности аустенитной нержавеющей стали / А.В. Макаров, Г.В. Самойлова, Н.В. Гаврилов, А.С. Мамаев, А.Л. Осинцева, Р.А. Саврай // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. – 2017. – № 4 (42). – С. 67–74. – DOI: 10.18323/2073-5073-2017-4-67-74.

32. *Металловедение и термическая обработка стали. В 3 т. Т. 2: справочник / под ред. М.Л. Берн-*

штейна, А.Г. Рахштадта. – Изд. 3-е, перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1983. – 368 с.

33. *Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А.* Рентгенографический и электроннооптический анализ. – М.: Металлургиздат, 1970. – 366 с.

34. Effect of heating on the structure, phase composition and micromechanical properties of the metastable austenitic steel strengthened by nanostructuring frictional treatment / A.V. Makarov, P.A. Skorynina, E.G. Volkova, A.L. Osintseva // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2018. – Vol. 119, iss. 12. – P. 1196–1203. – DOI: 10.1134/S0031918X18120116.

35. Improvement of the mechanical properties of austenitic stainless steel after plasma nitriding / E. Menthe, A. Bulak, J. Olfe, A. Zimmermann, K.T. Rie // *Surface and Coatings Technology*. – 2000. – Vol. 133–134. – P. 259–263. – DOI: 10.1016/S0257-8972(00)00930-0.

36. *Duarte M.C.S., Godoya C., Wilson J.C.A.B.* Analysis of sliding wear tests of plasma processed AISI 316L steel // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 260. – P. 316–325. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.07.094.

37. Effect of preliminary nanostructuring frictional treatment on the efficiency of nitriding of metastable austenitic steel in electron beam plasma / A.V. Makarov, G.V. Samoilova, N.V. Gavrilov, A.S. Mamayev, A.L. Osintseva, T.E. Kurennykh, R.A. Savrai // *AIP Conference Proceedings*. – 2017. – Vol. 1915. – P. 030011-1–030011-5. – DOI: 10.1063/1.5017331.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Effect of Low-Temperature Carburization in Electron Beam Plasma on the Hardening and Surface Roughness of the Metastable Austenitic Steel

Polina Skorynina^{1, a, *}, Aleksey Makarov^{1, 2, 3, b}, Andrey Men'shakov^{4, c}, Alevtina Osintseva^{1, d}

¹ Institute of Engineering Science, Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya str., Yekaterinburg, 620049, Russian Federation

² M.N. Miheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskaya str., Yekaterinburg, 620108, Russian Federation

³ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 19 Mira str., Yekaterinburg, 620002, Russian Federation

⁴ Institute of Electrophysics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 106 Amundsena str., Yekaterinburg, 620016, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-8904-7600>,  polina.skorynina@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-2228-0643>,  avm@imp.uran.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0003-3715-7741>,  menshakovandrey@mail.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0003-0043-8435>,  osintseva@imach.uran.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 24 March 2019

Revised: 08 April 2019

Accepted: 11 April 2019

Available online: 15 June 2019

Keywords:

Austenitic stainless steel

Plasma carburization

Electron beam

Microhardness

Roughness

Funding:

The reported study was funded by RFBR according to the research project № 18-38-00561_mol_a. It was done within the state assignment for IES UB RAS, theme No. AAAA-A18-118020790148-1, and the assignment for IMP UB RAS, theme "Structure" No. AAAA-A18-118020190116-6. The studies were performed at the Centers of Collaborative Access "Plastometry" of the Institute of Engineering Science, Ural Branch, Russian Academy of Sciences.

ABSTRACT

Introduction. Low-temperature plasma carburization is an effective way to increase the hardness of thermally unhardened austenitic chromium-nickel steels. Usage of low-energy (up to 1 Kev) electron beams for plasma surface modification allows not only to generate plasma efficiently, but also to heat objects placed in the plasma to a high temperature without using additional external heating. However, in the literature there is no information about the carburization of austenitic stainless steels using plasma generated by an electron beam. The carburization temperature has a significant impact on the level of characteristics and the phase composition of austenitic steels. It is also important to take into account that the usage of ion-plasma chemical-thermal treatments can lead to a change in the roughness of the treated surface. **The aim of the work** is to study the effect of the temperature carburization in the plasma of a low-energy electron beam in the range $T_c=350-500$ °C on the phase composition, roughness, depth and hardening of the carburized layer of austenitic steel AISI 321. **The research methods** are microhardness measurement, X-ray phase analysis, scanning electron microscopy and optical profilometry. **Results and discussion.** Carburization in the plasma generated by the electron beam at $T_c=350-500$ °C provides an increase in the microhardness of the surface of austenitic steel by 5.5 times (up to ~ 1100 HV 0.025). It is found that the depth of the hardened layer strongly depends on the temperature of carburization and is 25 µm at $T_c=350$ °C, and with further increase in the temperature of carburization increases up to 200 µm at $T_c=500$ °C. The effective hardening of the surface layer of stainless steel is associated with the formation of carbon-supersaturated austenite γ_c and carbides $Cr_{23}C_6$ at $T_c=350-500$ °C, as well as carbides Cr_7C_3 at $T_c=500$ °C. It is shown that the carburization of the electropolished steel surface at temperatures of 400-500 °C is accompanied by an increase in the roughness parameter Ra to 0.73-1.06 µm. The decrease in the carburization temperature to $T_c=350$ °C leads to the formation of a surface with a significantly lower roughness parameter Ra=0.15 µm. Thus, carburization in the plasma of a low-energy electron beam at temperatures $T_c=350-500$ °C is an effective way to increase the hardness of thermally unhardened austenitic Cr-Ni steel, and carbon modification at a minimum temperature $T_c=350$ °C also provides a low roughness of the carburised surface. This allows us to consider that this technology is a promising finish hardening treatment of precision products made of austenitic stainless steel.

For citation: Skorynina P.A., Makarov A.V., Men'shakov 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 (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 97–109. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-97-109. (In Russian).

* Corresponding author

Skorynina Polina A., Junior researcher

Institute of Engineering Science,

Ural Branch of Russian Academy of Sciences,

34 Komsomolskaya str.,

Yekaterinburg, 620049, Russian Federation

Tel.: 8 (343) 362-30-33, e-mail: polina.skorynina@mail.ru

References

1. Gatey A.M., Hosmani S.S., Singh R.P. Surface mechanical attrition treated AISI 304L steel: role of process parameters. *Surface Engineering*, 2016, vol. 32, iss. 1, pp. 69–78. DOI: 10.1179/1743294415Y.0000000056.
2. Ni Z., Wang X., Wang J., Wu E. Characterization of the phase transformation in a nanostructured surface layer of 304 stainless steel induced by high-energy shot peening. *Physica B-Condensed Matter*, 2003, vol. 334, pp. 221–228. DOI: 10.1016/S0921-4526(03)00069-3.
3. Mordyuk B.N., Prokopenko G.I., Vasylyev M.A., Iefimov M.O. Effect of structure evolution induced by ultrasonic peening on the corrosion behavior of AISI-321 stainless steel. *Materials Science and Engineering: A.*, 2007, vol. 458, iss. 1–2, pp. 253–261. DOI: 10.1016/j.msea.2006.12.049.
4. Baraz V.R., Kartak B.R., Mineeva O.N. Special features of friction hardening of austenitic steel with unstable γ -phase. *Metal Science and Heat Treatment*, 2011, vol. 52, iss. 9, pp. 473–475. DOI: 10.1007/s11041-010-9302-x.
5. Makarov A.V., Skorynina P.A., Osintseva A.L., Yurovskikh A.S., Savrai R.A. Improving the tribological properties of austenitic 12Kh18N10T steel by nanostructuring frictional treatment. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2015, no. 4 (69), pp. 80–92. DOI: 10.17212/1994-6309-2015-4-80-92. (In Russian).
6. Baraz V.R., Fedorenko O.N. Special features of friction treatment of steels of the spring class. *Metal Science and Heat Treatment*, 2016, vol. 57, iss. 11–12, pp. 652–655. DOI: 10.1007/s11041-016-9937-3.
7. Makarov A.V., Skorynina P.A., Yurovskikh A.S., Osintseva A.L. Effect of the conditions of the nanostructuring frictional treatment process on the structural and phase states and the strengthening of metastable austenitic steel. *Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, iss. 12, pp. 1225–1235. DOI: 10.1134/S0031918X17120092.
8. Narkevich N.A., Shulepov I.A., Mironov Yu.P. Structure, mechanical, and tribotechnical properties of an austenitic nitrogen steel after frictional treatment. *Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, iss. 4, pp. 339–406. DOI: 10.1134/S0031918X17020090.
9. Hajian M., Abdollah-zadeh A., Rezaei-Nejad S.S., Assadi H., Hadavi S.M.M., Chung K., Shokouhimehr M. Microstructure and mechanical properties of friction stir processed AISI 316L stainless steel. *Materials and Design*, 2015, vol. 67, pp. 82–94. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.10.082.
10. Liang W. Surface modification of AISI 304 austenitic stainless steel by plasma nitriding. *Applied Surface Science*, 2003, vol. 211, pp. 308–314. DOI: 10.1016/S0169-4332(03)00260-5.
11. Devaraju A., Elayaperumal A., Alphonsa J., Kailas S.V., Venugopal S. Microstructure and dry sliding wear resistance evaluation of plasma nitride austenitic stainless steel type AISI 316LN against different sliders. *Surface and Coatings Technology*, 2012, vol. 207, pp. 406–412. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.07.031.
12. Gavrilov N.V., Mamaev A.S., Chukin A.V. Nitriding of stainless steel in plasma of a pulse electron beam. *Technical Physics Letters*, 2016, vol. 42, iss. 5, pp. 491–494. DOI: 10.1134/S1063785016050096.
13. Gavrilov N.V., Mamaev A.S., Chukin A.V. Nitriding of stainless steel in electron beam plasma in the pulsed and DC generation modes. *Journal of Surface Investigation*, 2017, vol. 11, iss. 6, pp. 1167–1172. DOI: 10.1134/S1027451017060076.
14. Cao Y., Ernst F., Michal G.M. Colossal carbon supersaturation in austenitic stainless steels carburized at low temperature. *Acta Materialia*, 2003, vol. 51, pp. 4171–4181. DOI: 10.1016/S1359-6454(03)00235-0.
15. Tokaji K., Kohyama K., Masayuki A. Fatigue behaviour and fracture mechanism of a 316 stainless steel hardened by carburizing. *International Journal of Fatigue*, 2004, vol. 26, iss. 5, pp. 543–551. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2003.08.024.
16. 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, pp. 1895–1906. DOI: 10.1016/j.actamat.2006.09.049.
17. Cheng L.H., Hwang K.S. Surface hardening of powder injection molded 316L stainless steels through low-temperature carburization. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, vol. 44A, iss. 2, pp. 827–834. DOI: 10.1007/s11661-012-1458-0.
18. Ceschini L., Chiavari C., Marconi A., Martini C. Influence of the countermaterial on the dry sliding friction and wear behaviour of low temperature carburized AISI316L steel. *Tribology International*, 2013, vol. 67, pp. 36–43. DOI: 10.1016/j.triboint.2013.06.013.
19. Ma F., Pan L., Zhang L.J., Zhu Y.F., Li P., Yang M. Structure and wear resistance of 0Cr17Ni14Mo2 austenitic stainless steel after low temperature gas carburising. *Materials Research Innovations*, 2014, vol. 18, pp. 1023–1027. DOI: 10.1179/1432891714Z.000000000551.
20. Sun Y. Tribocorrosion behavior of low temperature plasma carburized stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 2013, vol. 228, pp. S342–S348. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.05.105.

21. 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, iss. 8, pp. 1001–1004. DOI: 10.1002/sia.4894.
22. Tsujikawa M., Egawa M., Sone T., Ueda N., Okano T., Higashi K. Modification of S phase on austenitic stainless steel using fine particle shot peening. *Surface and Coatings Technology*, 2013, vol. 228, pp. S318–S322. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.05.111.
23. Sun Y. Kinetics of low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, vol. 168, pp. 189–194. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.10.005.
24. 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, pp. 643–653. DOI: 10.1007/s11085-017-9733-5.
25. Abraha P., Yoshikawa Y., Katayama Y. Surface modification of steel surfaces by electron beam excited plasma processing. *Vacuum*, 2009, vol. 83, iss. 3, pp. 497–500. DOI: 10.1016/j.vacuum.2008.04.073.
26. Makarov A.V., Gavrilov N.V., Samoiloa G.V., Mamaev A.S., Osintseva A.L., Savrai R.A. Effect of a continuous and gas-cyclic plasma nitriding on the quality of nanostructured austenitic stainless steel. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017, no. 2 (75), pp. 55–66. DOI: 10.17212/1994-6309-2017-2-55-66.
27. Sunč Y., Li X., Bell T. Structural characteristics of low temperature plasma carburised austenitic stainless steel. *Materials science and technology*, 1999, vol. 15, iss. 10, pp. 1171–1178. DOI: 10.1179/026708399101505077.
28. Tong X., 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. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.598.90.
29. Menezes M.R., Godoy C., Buono V.T.L., Schwartzman M.M.M., Wilson J.C.A.B. 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. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.12.037.
30. Borgioli F., Galvanetto E., Bacci T. Influence of surface morphology and roughness on water wetting properties of low temperature nitrided austenitic stainless steels. *Materials Characterization*, 2014, vol. 95, pp. 278–284. DOI: 10.1016/j.matchar.2014.07.006.
31. Makarov A.V., Samoiloa G.V., Gavrilov N.V., Mamaev A.S., Osintseva A.L., Savrai R.A. Vliyanie predvaritel'noi deformatsionnoi obrabotki na uprochnenie i kachestvo azotirovannoi poverkhnosti austenitnoi nerzhavayushchei stali. *Vektor nauki Tol'yatinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2017, no. 4 (42), pp. 67–74. DOI: 10.18323/2073-5073-2017-4-67-74.
32. Bernshtein M.L., Rakhshadt A.G., eds. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka stali*. T. 2 [The materials science and heat treatment of steel. Vol. 2]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 368 p.
33. Gorelik S.S., Rastorguev L.N., Skakov Yu.A. *Rentgenograficheskii i elektronnoopticheskii analiz* [X-ray and electronoptical analysis]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1970. 366 p.
34. Makarov A.V., Skorynina P.A., Volkova E.G., Osintseva A.L. Effect of heating on the structure, phase composition and micromechanical properties of the metastable austenitic steel strengthened by nanostructuring frictional treatment. *The Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119, iss. 12, pp. 1196–1203. DOI: 10.1134/S0031918X18120116.
35. 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. DOI: 10.1016/S0257-8972(00)00930-0.
36. Duarte M.C.S., Godoy C., Wilson J.C.A.B. Analysis of sliding wear tests of plasma processed AISI 316L steel. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 260, pp. 316–325. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.07.094.
37. Makarov A.V., Samoiloa G.V., Gavrilov N.V., Mamayev 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. 030011-1–030011-5. DOI: 10.1063/1.5017331.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.