

## Влияние фрикционной обработки и жидкостной цементации на сопротивление общей коррозии хромоникелевых аустенитных сталей

© 2023

*Скорынина Полина Андреевна*<sup>\*1,3</sup>, младший научный сотрудник  
*Макаров Алексей Викторович*<sup>1,2,4</sup>, доктор технических наук, член-корреспондент РАН,  
заведующий отделом материаловедения и лабораторией механических свойств  
*Саврай Роман Анатольевич*<sup>1,5</sup>, кандидат технических наук,  
заведующий лабораторией конструкционного материаловедения

<sup>1</sup>Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения РАН, Екатеринбург (Россия)

<sup>2</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, Екатеринбург (Россия)

\*E-mail: skorynina@imach.uran.ru,  
polina.skorynina@mail.ru

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8904-7600>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9873-3621>

Поступила в редакцию 27.06.2023

Принята к публикации 17.11.2023

**Аннотация:** В настоящее время для повышения твердости, прочности и износостойкости термически неупрочняемых аустенитных хромоникелевых сталей применение нашли такие методы, как фрикционная обработка скользящим индентором и жидкостная цементация. Однако наряду с эффективным повышением механических характеристик применение указанных обработок может сопровождаться снижением коррозионной стойкости аустенитных сталей. Поэтому целесообразно исследовать влияние фрикционной обработки и жидкостной цементации на сопротивление общей коррозии Cr–Ni аустенитных сталей. В данной работе по методу восстановленного отпечатка определяли поверхностную микротвердость сталей 12X18H10T и AISI 321 после электролитического полирования, механического шлифования, фрикционной обработки и жидкостной цементации при температуре 780 °С. С применением сканирующей электронной микроскопии и оптической профилометрии изучали подвергнутые указанным обработкам поверхности сталей и определяли их шероховатость. Коррозионную стойкость стали исследовали при испытаниях на общую коррозию гравиметрическим методом. При испытаниях на общую коррозию установлено, что упрочняющая (до 710 HV 0,025) фрикционная обработка приводит к повышению скорости коррозии аустенитной стали 12X18H10T в сравнении с электрополированным состоянием (от  $k_m=0,35$  г/(м<sup>2</sup>·ч) до  $k_m=0,53–0,54$  г/(м<sup>2</sup>·ч)). Скорость коррозии шлифованной стали составляет  $k_m=0,58$  г/(м<sup>2</sup>·ч), при этом механическое шлифование не обеспечивает значительного повышения микротвердости исследуемой стали (от 220 до 240 HV 0,025). Показано, что коррозионное поведение подвергнутой различным обработкам стали 12X18H10T определяется следующими факторами: наличием/отсутствием  $\alpha'$ -мартенсита деформации в структуре, качеством сформированной поверхности и, по-видимому, дисперсностью сформированной структуры. Жидкостная цементация аустенитной стали AISI 321 приводит одновременно к повышению ее микротвердости до 890 HV 0,025 и некоторому росту коррозионной стойкости по сравнению с тонкой механической шлифовкой. Это связано с тем, что атомы внедрения углерода стабилизируют электронное строение железа (аустенита и мартенсита), тем самым повышая его коррозионную стойкость.

**Ключевые слова:** аустенитная хромоникелевая сталь; фрикционная обработка; жидкостная цементация; микротвердость; фазовый состав; шероховатость; коррозионная стойкость.

**Благодарности:** Авторы выражают глубокую благодарность за участие в работе доктору технических наук В.В. Березовской.

Работа выполнена в рамках государственных заданий ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790148-1 и ИФМ УрО РАН по теме № 122021000033-2. Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

Статья подготовлена по материалам докладов участников XI Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2023), Тольятти, 11–15 сентября 2023 года.

**Для цитирования:** Скорынина П.А., Макаров А.В., Саврай Р.А. Влияние фрикционной обработки и жидкостной цементации на сопротивление общей коррозии хромоникелевых аустенитных сталей // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 4. С. 109–119. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-4-66-10.

### ВВЕДЕНИЕ

Хромоникелевые аустенитные стали типа 18Cr–10Ni получили широкое распространение среди коррозионноустойчивых материалов. В частности, метастабильная аустенитная сталь 12X18H10T и ее зарубежные аналоги – стали AISI серии 300 (AISI 304, AISI 321) применяются в пищевой, медицинской, химической и нефтеперера-

батывающей отраслях промышленности. Это обусловлено сочетанием таких их преимуществ, как высокая технологичность, пластичность, теплостойкость [1] и стойкость к коррозии в различных жидких и газовых средах, а также в растворах солей и кислот [2–4]. Однако при всех перечисленных преимуществах аустенитные стали характеризуются низкими уровнями прочностных характеристик и износостойкости [5; 6].

В настоящее время с целью устранения вышеуказанных недостатков аустенитных Cr–Ni сталей применяют различные методы, основанные на пластическом деформировании [7–9] и химико-термическом (азотирование [10; 11], цементация [12; 13]) модифицировании поверхности. Среди известных методов деформационного упрочнения можно выделить фрикционную обработку скользящим индентором [10; 14; 15]. Применительно к склонным к адгезии при контактном взаимодействии аустенитным сталям такая обработка наряду с эффективным упрочнением поверхностного слоя глубиной до 500 мкм позволяет получать поверхность с низкой шероховатостью при отсутствии дефектов сплошности материала. Среди процессов химико-термической обработки аустенитной Cr–Ni стали особый интерес вызывает цементация, которая в сравнении с азотированием позволяет формировать более глубокие упрочненные слои, которые остаются слабомагнитными [16].

При этом следует учитывать, что применение указанных упрочняющих обработок может привести к снижению стойкости метастабильных аустенитных Cr–Ni сталей к коррозии вследствие формирования мартенсита деформации и карбидных фаз в процессе интенсивного деформационного воздействия и при насыщении поверхностного слоя углеродом [1; 7]. Однако появление новой фазовой составляющей не всегда сопровождается снижением коррозионных свойств аустенитных сталей [12; 17]. Так, в работе [17] показано, что скорость питтинговой коррозии стали 12X18H10T снижается с увеличением степени деформации при растяжении и, соответственно, с ростом количества  $\alpha'$ -фазы, которая формируется в материале и приводит к повышению его способности к пассивации. Кроме того, стоит учитывать, что к факторам, определяющим коррозионное поведение аустенитных нержавеющей сталей, также может относиться и топография сформированной при упрочняющих обработках поверхности [7; 17; 18]. В [18] отмечено, что механическое шлифование в сравнении с фрикционной обработкой приводит к 2-кратному росту скорости коррозии стали 03X16H14M3T вследствие возникновения на поверхности микротрещин и вырывов металла.

Таким образом, в литературе имеются неоднозначные сведения о влиянии фазового состава и топографии поверхности на коррозионное поведение сталей типа 18Cr–10Ni, подвергнутых различным видам деформационного и химико-термического модифицирования поверхности. Следует также отметить, что отсутствуют работы, посвященные влиянию фрикционной обработки на коррозионные свойства метастабильных аустенитных сталей.

Поэтому целесообразно провести комплексное исследование, которое бы учитывало влияние фазового состава и топографии формируемой при фрикционной обработке и жидкостной цементации поверхности аустенитных Cr–Ni сталей на сопротивление общей коррозии.

Цель работы – исследование влияния фрикционной обработки и жидкостной цементации на коррозионные свойства метастабильных аустенитных сталей 12X18H10T и AISI 321.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали промышленные аустенитные метастабильные стали двух марок: 12X18H10T (ГОСТ 5632-2014) и AISI 321. Химический состав сталей, который определяли с использованием оптического эмиссионного спектрометра SPECTROMAXx, приведен в таблице 1. Образцы для исследований были вырезаны из листового проката и перед последующими обработками подвергнуты закалке от 1100 °С в воде, механическому шлифованию на абразивных шкурках М63, М50, М20 (ГОСТ 3647-80) и алмазных пастах АСМ 14/10 НОМГ, АСМ 7/5 НОМГ (ГОСТ 25593-83) с последовательным уменьшением зернистости абразивного материала, а затем электролитическому полированию в растворе 100 г H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 400 г H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> + 50 г CrO<sub>3</sub> при температуре 60–70 °С.

Образцы из стали 12X18H10T размерами 98×38×8,6 мм были подвергнуты фрикционной обработке скользящим индентором из синтетического алмаза полусферической формы с радиусом полусферы R=3 мм. Обработку проводили в безокислительной среде аргона с нагрузкой на индентор P=392 Н, со смещением индентора d=0,1 мм на каждый двойной ход и при количестве сканирований индентором по поверхности образца n=1 и n=11.

Жидкостную цементацию образцов из стали AISI 321 размерами 40×52×10 мм проводили в расплаве солей с добавлением карбида кремния состава (в мас. %) 80 % Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> + 10 % NaCl + 10 % SiC при температуре 780 °С в течение 15 ч с последующим охлаждением в воде. Для цементации использовали лабораторную печь и тигель диаметром d=100 мм и высотой h=300 мм. Для удаления оксидной пленки образцы после цементации подвергали электролитическому травлению в растворе 90 мас. % CH<sub>3</sub>COOH + 10 мас. % H<sub>2</sub>ClO<sub>4</sub> в течение 30 с.

Все образцы были вырезаны методом электроэрозионной резки на станке FANUC Robocut  $\alpha$ -0iE. Микротвердость определяли по методу восстановленного отпечатка при нагрузке на индентор Виккерса 0,245 Н на приборе SHIMADZU HVM-G21DT. Фазовый состав

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей, мас. %  
Table 1. Chemical composition of steels under study, wt. %

Сталь	C	Cr	Ni	Ti	Mn	Si	Mo	Co	Nb	Cu
12X18H10T	0,10	17,72	10,04	0,63	1,33	0,57	0,23	0,064	0,014	0,057
AISI 321	0,05	16,80	8,44	0,33	1,15	0,67	0,26	0,13	0,03	0,31

Примечание. Содержание S и P не превышает 0,036 %, остальное Fe.

Note. S and P content does not exceed 0.036 %, the rest is Fe.

определяли на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU XRD-7000 в  $\text{CrK}_\alpha$ -излучении (при напряжении трубки 30 кВ и токе трубки 30 мА). Непрерывная съемка велась со скоростью сканирования  $1^\circ/\text{мин}$ , шагом  $0,05^\circ$  и временем экспозиции 3 с. Фазовый состав определяли методом гомологических пар. Количество  $\alpha$ -фазы  $V_\alpha$  рассчитывали по формуле

$$V_\alpha = \frac{100}{1 + 1,45 \frac{I(111)_\gamma}{I(110)_\alpha}}, \text{ об. \%},$$

где  $I(111)_\gamma$  и  $I(110)_\alpha$  – интегральные интенсивности линий  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фаз [19].

Глубина анализируемого слоя при определении фазового состава составила  $\sim 7$  мкм. Поверхность образцов изучали методом сканирующей электронной микроскопии на микроскопе Tescan VEGA II XMU. Для определения параметров шероховатости поверхности образцов использовали оптический профилометр Wyko NT-1100. Измерения проводили на участках размерами  $211 \times 278$  мкм и определяли среднеарифметическое отклонение профиля  $Ra$ . Определение фазового состава и шероховатости поверхности проводили непосредственно на образцах, подготовленных для коррозионных испытаний.

Испытания на общую коррозию проводили гравиметрическим методом по ГОСТ Р 9.905-2007 в растворе 20 мас. % NaCl + 30 мас. % HCl (1:1) при комнатной температуре. Благодаря своей способности разрушать пассивирующий слой, данная среда оказывает сильное коррозионное воздействие на исследуемые материалы, обеспечивая таким образом непрерывное протекание процесса коррозии.

Для испытаний готовили образцы из стали 12X18H10T размерами  $10 \times 10 \times 2$  мм в следующих состояниях: после электролитического полирования, шлифования на абразивной шкурке M20 (ГОСТ 3647-80) зернистостью 20/14 мкм и после фрикционной обработки при  $n=1$  и  $n=11$ . Образцы из стали AISI 321 размерами  $7 \times 7 \times 2$  мм подвергали испытаниям в следующих состояниях: после шлифования на алмазной пасте марки АСМ 14/10 НОМГ зернистостью 14/10 мкм (ГОСТ 25593-83) и после жидкостной цементации. Для каждого состояния по два образца подвергали коррозионным испытаниям.

Подготовленные образцы погружали в коррозионную среду на 18 ч до момента стабилизации скорости коррозии, при этом контроль pH среды не осуществляли. Во время испытаний образцы периодически взвешивали. Перед взвешиванием для удаления продуктов коррозии образцы промывали в воде, высушивали фильтровальной бумагой и обезжиривали ацетоном. Это позволило точно определить потерю массы образца после нахождения в коррозионной среде. Потерю массы определяли на лабораторных весах Demcom DA-65C с точностью до 0,01 мг. Скорость коррозии  $k_m$  рассчитывали по формуле

$$k_m = \frac{\Delta m}{S \cdot \tau}, \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч}),$$

где  $\Delta m$  – потери массы, г;

$S$  – площадь поверхности испытуемого образца,  $\text{м}^2$ ;

$\tau$  – время испытаний, ч.

Для сравнительной оценки коррозионного поведения испытуемых образцов рассчитывали среднюю скорость коррозии в установившемся режиме.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Согласно данным, представленным в таблице 2 и на рис. 1 а, в структуре закаленной (после электролитического полирования) стали 12X18H10T содержится 100 об. %  $\gamma$ -фазы (аустенита),  $\alpha'$ -фаза (мартенсит деформации) отсутствует.

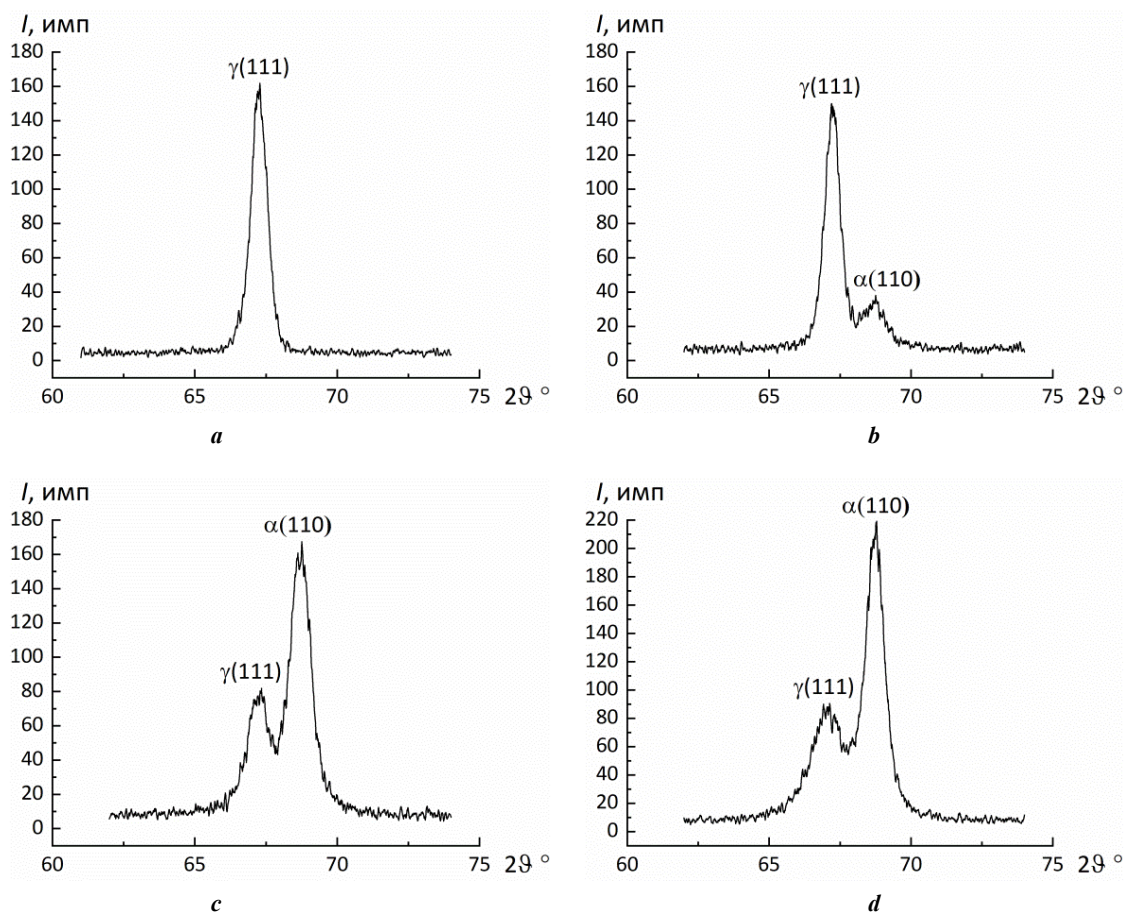
После механического шлифования в структуре исследуемой стали кроме  $\gamma$ -фазы присутствует также  $\alpha'$ -фаза, объемная доля которой составляет 7 об. % (таблица 2, рис. 1 б). При фрикционной обработке в поверхностном слое исследуемой стали деформационное  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение развивается более интенсивно (рис. 1 с, 1 д). Количество  $\alpha'$ -мартенсита, образовавшегося в поверхностном слое стали, достигает 55–70 об. % (таблица 2).

Микротвердость стали в исходном электрополированном состоянии составляет 220 HV 0,025 (таблица 2). Механическое шлифование практически не приводит к росту микротвердости поверхности исследуемой стали (лишь до 240 HV 0,025). Фрикционная обработка обеспечивает повышение микротвердости исследуемой стали в 2,5 раза (до 560 HV 0,025) уже при 1-кратном ( $n=1$ )

**Таблица 2.** Микротвердость HV 0,025, фазовый состав (количество  $\alpha'$ -мартенсита) и параметр шероховатости Ra поверхности образцов из стали 12X18H10T после различных обработок

**Table 2.** Microhardness HV 0.025, phase composition (quantity of  $\alpha'$ -martensite) and roughness parameter Ra of the surface of 12Cr18Ni10Ti steel samples after different types of treatment

Обработки	HV 0,025	$\alpha'$ , об. %	Ra, мкм
Электролитическое полирование	220±20	0	0,06±0,01
Шлифование (абразив 20/14 мкм)	240±5	7±2	0,11±0,01
Фрикционная обработка при $n=1$	560±27	55±3	0,17±0,01
Фрикционная обработка при $n=11$	710±43	70±3	0,33±0,03



**Рис. 1.** Рентгеновские дифрактограммы поверхности стали 12Х18Н10Т в закаленном состоянии (а), после шлифования абразивом зернистостью 20/14 мкм (b) и фрикционной обработки при  $n=1$  (c) и  $n=11$  (d)  
**Fig. 1.** X-ray diffraction patterns of the surface of 12Cr18Ni10Ti steel in quenched condition (a), after grinding with an abrasive grit of 20/14  $\mu\text{m}$  (b), and frictional treatment at  $n=1$  (c) and  $n=11$  (d)

сканировании индентора по поверхности образца. Увеличение кратности фрикционного воздействия до  $n=11$  приводит к дополнительному росту микротвердости стали до 710 HV 0,025 (таблица 2). Это согласуется с ростом количества  $\alpha'$ -фазы от 55 до 70 об. % по мере увеличения числа сканирований индентором по поверхности образца от  $n=1$  до  $n=11$ .

Согласно данным, приведенным в таблице 2, поверхности стали 12Х18Н10Т после электролитического полирования и механического шлифования на мелкозернистой (20/14 мкм) шкурке характеризуются близкими уровнями среднеарифметического отклонения профиля  $Ra$  (0,06 и 0,11 мкм). У поверхности стали после фрикционной обработки отмечаются более высокие значения указанного параметра:  $Ra=0,17-0,33$  мкм.

Электролитическое полирование приводит к формированию гладкой поверхности стали 12Х18Н10Т, характеризующейся наличием небольшого количества неглубоких питтингов травления (рис. 2 а). Это обуславливает отмеченные минимальные значения параметра  $Ra=0,06$  мкм. Поверхности стали после шлифования характеризуется наличием микроповрежденностей и неглубоких борозд (впадин), ориентированных в направлении шлифовки (рис. 2 б). Это обуславливает несколько большие значения параметра  $Ra=0,11$  мкм, чем у электрополированной поверхности.

Отмеченные несколько большие значения среднеарифметического отклонения профиля  $Ra$  после фрикционной обработки связаны с тем, что поверхность стали характеризуется наличием полос пластического отеснения, чередующихся продольных выступов и впадин (рис. 2 с, 2 d). В то же время на рассматриваемых поверхностях после воздействия индентором из синтетического алмаза отсутствуют дефекты сплошности в виде ямок и трещин, характерных для шлифованной поверхности (рис. 2 б).

Из приведенных на рис. 3 данных следует, что наименьшей скоростью коррозии характеризуется аустенитная сталь 12Х18Н10Т с электрополированной поверхностью:  $k_m=0,35\pm 0,05$  г/(м<sup>2</sup>·ч). Скорость коррозии стали в шлифованном состоянии в 1,6 раза больше:  $k_m=0,58\pm 0,12$  г/(м<sup>2</sup>·ч). Несколько меньшую скорость коррозии имеет сталь после фрикционной обработки. При этом для стали, обработанной по двум режимам с разным числом сканирований индентором ( $n=1$  и  $n=11$ ), отмечаются близкие уровни скорости коррозии:  $k_m=0,53\pm 0,09$  г/(м<sup>2</sup>·ч) и  $k_m=0,54\pm 0,07$  г/(м<sup>2</sup>·ч).

Рентгенофазовый анализ показал (таблица 3, рис. 4 а), что сталь AISI 321 в закаленном состоянии (после электролитического полирования) содержит в структуре 100 об. %  $\gamma$ -фазы ( $\alpha'$ -фаза отсутствует). В результате механического шлифования в поверхностном слое

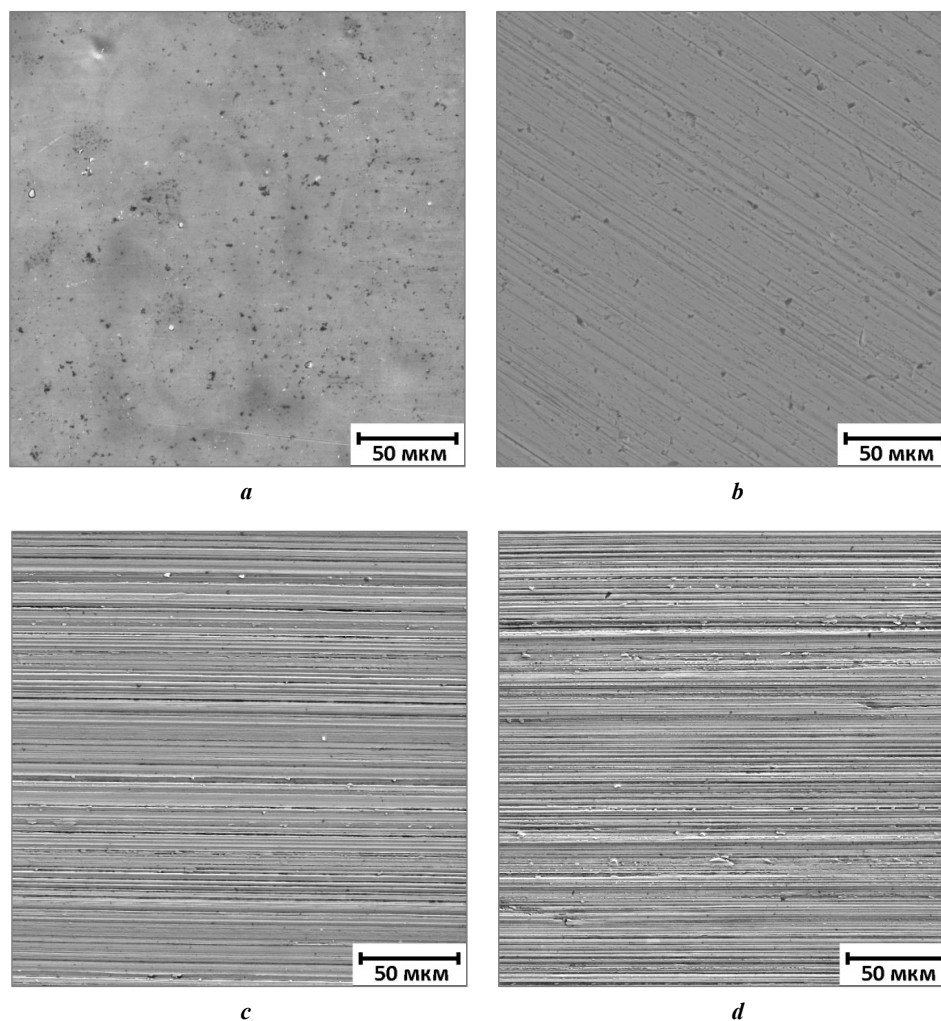


Рис. 2. Изображения поверхности образцов из стали 12X18H10T после электролитического полирования (а), шлифования абразивом зернистостью 20/14 мкм (b), фрикционной обработки при  $n=1$  (c) и  $n=11$  (d)

Fig. 2. Images of the surface of 12Cr18Ni10Ti steel samples after electropolishing (a), grinding with an abrasive grit of 20/14  $\mu\text{m}$  (b), frictional treatment at  $n=1$  (c) and  $n=11$  (d)

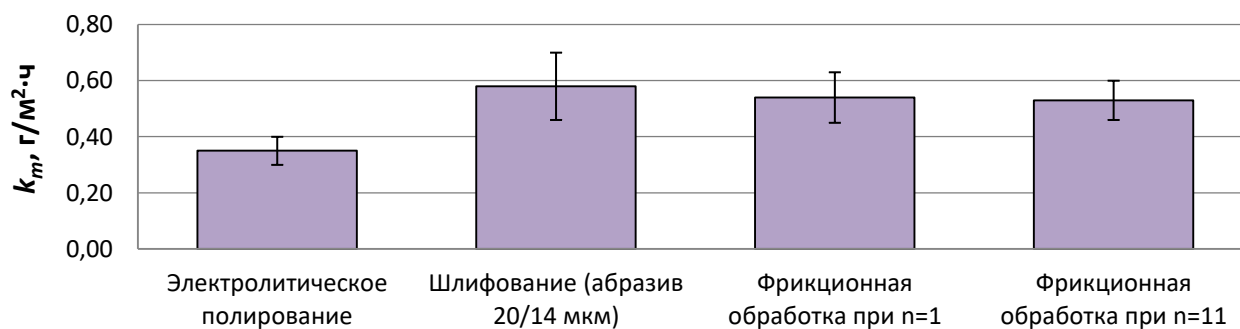


Рис. 3. Зависимость скорости коррозии  $k_m$  образцов из стали 12X18H10T от вида обработки поверхности  
Fig. 3. The dependence of corrosion rate  $k_m$  of 12Cr18Ni10Ti steel samples on the type of surface treatment

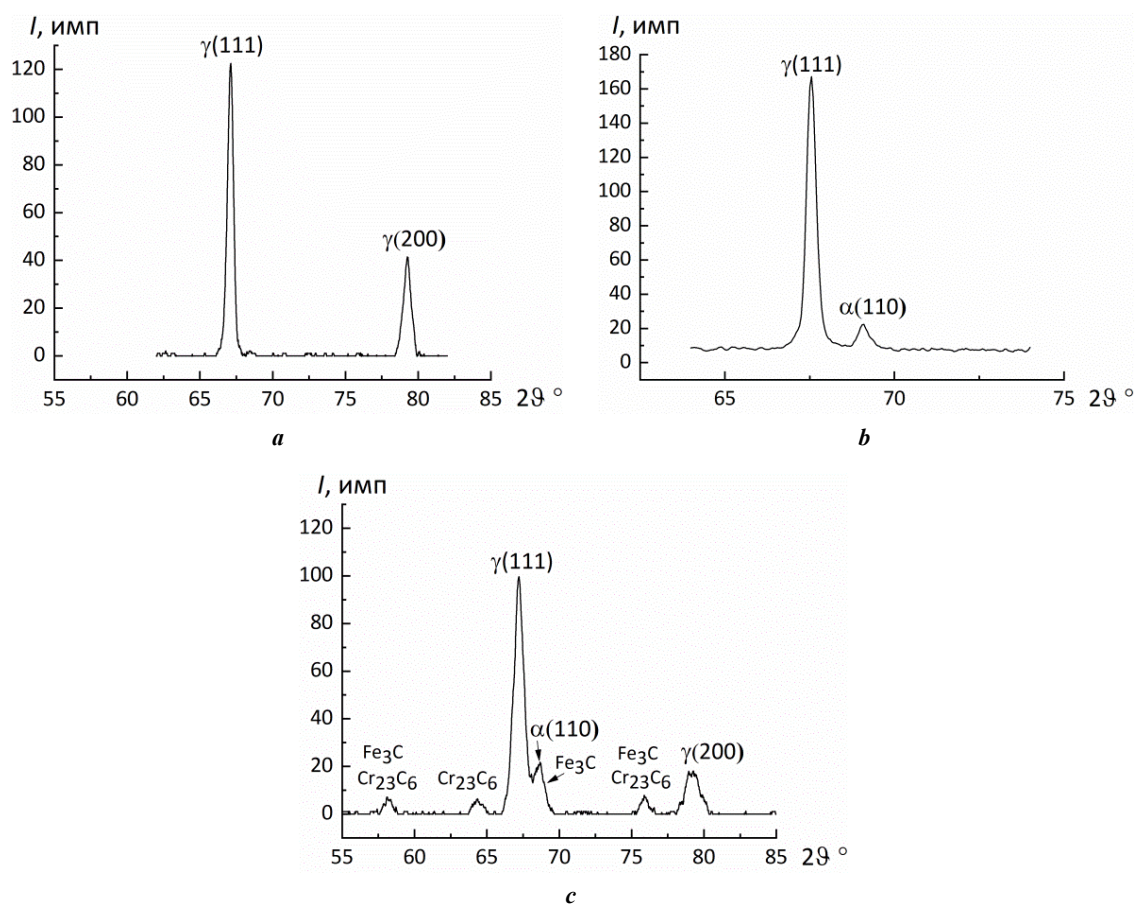
исследуемой стали образуется 9 об. %  $\alpha'$ -мартенсита (таблица 3, рис. 4 b). После жидкостной цементации при температуре 780 °С структура поверхностного слоя стали состоит из обогащенного углеродом аустенита  $\gamma_C$ ,  $\alpha'$ -мартенсита, карбидов хрома  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  и цементита  $\text{Fe}_3\text{C}$

(рис. 4 c). При этом количество  $\alpha'$ -фазы составляет 20 об. % (таблица 3).

Микротвердость стали AISI 321 в исходном состоянии составляет 200 HV 0,025. Механическое шлифование приводит к небольшому росту микротвердости

**Таблица 3.** Микротвердость HV 0,025, фазовый состав (количество  $\alpha'$ -мартенсита деформации) и параметр шероховатости Ra поверхности образцов из стали AISI 321 после различных обработок  
**Table 3.** Microhardness HV 0.025, phase composition (quantity of  $\alpha'$ -martensite) and roughness parameter Ra of the surface of AISI 321 steel samples after different types of treatment

Обработки	HV 0,025	$\alpha'$ , об. %	Ra, мкм
Электролитическое полирование	200±7	0	–
Шлифование (абразив 14/10 мкм)	260±8	9±2	0,08±0,02
Жидкостная цементация	890±110	20±2	0,52±0,13



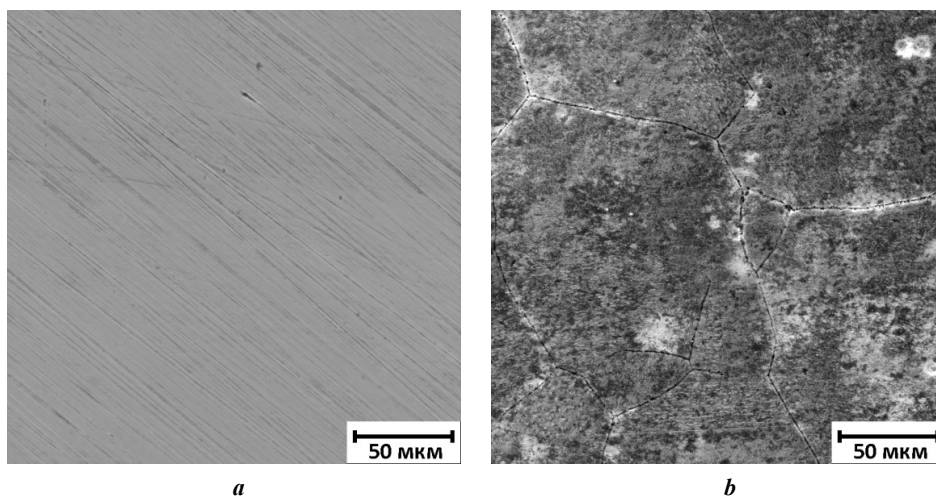
**Рис. 4.** Рентгеновские дифрактограммы поверхности стали AISI 321 в закаленном состоянии (a), после шлифования абразивом зернистостью 14/10 мкм (b) и жидкостной цементации (c)  
**Fig. 4.** X-ray diffraction patterns of the surface of AISI 321 steel in quenched condition (a), after grinding with an abrasive grit of 14/10  $\mu\text{m}$  (b), and liquid carburizing (c)

поверхности исследуемой стали (до 260 HV 0,025). После жидкостной цементации микротвердость аустенитной стали возрастает в 4,5 раза – до 890 HV 0,025.

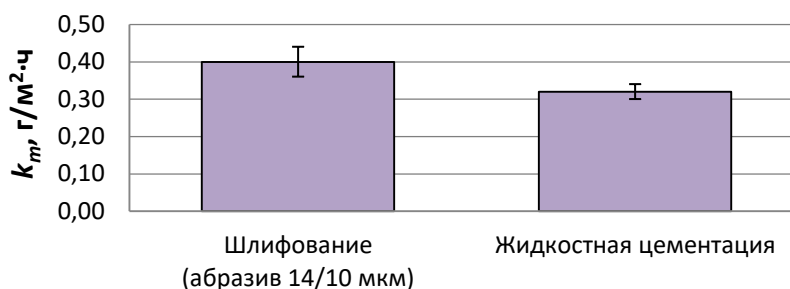
После механического шлифования на алмазной пасте поверхность стали AISI 321 характеризуется наличием неглубоких ориентированных в направлении шлифовки борозд и низкими значениями среднеарифметического отклонения профиля  $Ra=0,08$  мкм (рис. 5 а, таблица 3). Поверхность стали после цементации имеет более высокую шероховатость ( $Ra=0,52$  мкм). Это может быть обу-

словлено тем, что на поверхности цементованной стали виден четкий рельеф по границам зерен, связанный с их вытравливанием при электролитическом удалении после цементации окисной пленки (таблица 3, рис. 5 б).

Приведенные на рис. 6 гистограммы свидетельствуют о том, что аустенитная сталь AISI 321 после шлифования и после цементации характеризуется близкими значениями скорости коррозии:  $k_m=0,40\pm0,04$  г/(м<sup>2</sup>·ч) и  $k_m=0,32\pm0,02$  г/(м<sup>2</sup>·ч) соответственно. При этом скорость коррозии цементованной стали даже ниже.



**Рис. 5.** Изображения поверхности образцов из стали AISI 321 после шлифования абразивом зернистостью 14/10 мкм (а) и жидкостной цементации (б)  
**Fig. 5.** Images of the surface of AISI 321 steel samples after grinding with an abrasive grit of 14/10 μm (a) and liquid carburizing (b)



**Рис. 6.** Зависимость скорости коррозии  $k_m$  образцов из стали AISI 321 от вида обработки поверхности  
**Fig. 6.** The dependence of corrosion rate  $k_m$  of AISI 321 steel samples on the type of surface treatment

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Установленное более чем 3-кратное упрочнение (до 710 HV 0,025) стали 12X18H10T при фрикционной обработке обусловлено формированием сильно диспергированной (вплоть до нано- и субмикроструктурного состояния) мартенситно-аустенитной структуры [5] и образованием 70 об. %  $\alpha'$ -мартенсита деформации в результате реализации деформационного фазового превращения. В [15] в поверхностном слое аустенитной стали AISI 321 при фрикционной обработке наблюдалось полное деформационное  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение, чему способствовало меньшее содержание в стали сильного стабилизатора аустенита никеля (8,44 мас. % Ni), чем в стали 12X18H10T (10,04 мас. % Ni, таблица 1). Однако показанный относительно невысокий уровень микротвердости на поверхности стали AISI 321 (480 HV 0,025) свидетельствует о меньших степенях пластической деформации и диспергирования структуры, достигнутых в работе [15]. Следовательно, не деформационное мартенситное превращение низкоуглеродистого аустенита, а активизация зернограничного механизма упрочнения при измельчении зерна в процессе фрикционной обра-

ботки вносит определяющий вклад в упрочнение исследуемой в настоящей работе стали 12X18H10T.

Сформированная при фрикционной обработке поверхность аустенитной стали 12X18H10T, склонной к схватыванию при трении, характеризуется достаточно низкими значениями параметра шероховатости  $Ra=0,17-0,33$  мкм при профилометрии участков размерами  $211 \times 278$  мкм. В работе [20] при фрикционной обработке высокоазотистой аустенитной стали формировалась поверхность с параметром шероховатости  $Ra=0,39$  мкм. В то же время при дробеструйной обработке поверхность стали AISI 304 характеризовалась значительно большей шероховатостью:  $Ra=2,8-3,8$  мкм [21]. Таким образом, фрикционная обработка обеспечивает как эффективное упрочнение стали 12X18H10T, так и высокое качество ее поверхности.

Отмеченная повышенная скорость коррозии стали 12X18H10T в деформированном состоянии (после механического шлифования и фрикционной обработки) (рис. 3) может быть обусловлена присутствием в поверхностных слоях мартенсита деформации. В работе [22] возникновение точечной коррозии на поверхности

стали 304 L связывали с наличием электрохимической гетерогенности, которая обусловлена появлением  $\alpha'$ -мартенсита. Однако объемная доля  $\alpha'$ -фазы, образовавшейся при шлифовании стали 12X18H10T, существенно меньше (7 об. %), чем при фрикционной обработке (55–70 об. %), а скорость коррозии стали в шлифованном состоянии несколько выше (таблица 2, рис. 3). Отмеченное положительное влияние фрикционной обработки на сопротивление коррозии, несмотря на интенсивное развитие при нагружении индентором мартенситного превращения, можно объяснить сильной фрагментацией структуры при реализации фрикционной обработки [5], которая способствует ускоренному формированию пассивных пленок на поверхности нержавеющей стали [23]. Таким образом, с точки зрения коррозионной стойкости стали 12X18H10T фрикционная обработка имеет определенное преимущество перед механическим шлифованием.

Ранее также было отмечено, что шлифование и фрикционная обработка обуславливают рост шероховатости поверхности стали 12X18H10T по сравнению с электролитическим полированием:  $Ra=0,11-0,33$  мкм и  $Ra=0,06$  мкм соответственно. При этом на шлифованной поверхности отмечается наличие дефектов сплошности материала (мелких ямок и трещин, рис. 2 б), а в результате фрикционной обработки на поверхности возникают выраженные следы деформирования в виде продольных валиков, впадин и выглаженных полос (рис. 2 с, 2 д). Показано, что увеличение шероховатости поверхности стали сопровождается ростом скорости коррозии [18; 24], а дефекты могут выступать в качестве дополнительных очагов коррозионного разрушения и препятствовать пассивации материала [25]. Таким образом, по-видимому, на коррозионное поведение аустенитной стали существенно влияют и качество ее поверхности (шероховатость, наличие или отсутствие дефектов).

Достигнутое при жидкостной цементации эффективное повышение микротвердости аустенитной стали AISI 321 (от 200 до 890 HV 0,025) связано с твердорастворным упрочнением в результате насыщения аустенита углеродом, дисперсионным упрочнением при выделении карбидных фаз, образованием  $\alpha'$ -мартенсита и увеличением при пластической деформации плотности дефектов структуры [13].

Несмотря на образование 20 об. %  $\alpha'$ -мартенсита деформации, карбидов и незначительного количества  $\varepsilon$ -мартенсита [13], а также более высокую шероховатость поверхности, после жидкостной цементации отмечается несколько меньший уровень скорости коррозии стали AISI 321, чем после шлифования (рис. 6). Это связано с тем, что атомы внедрения, в частности углерод, стабилизируют электронное состояние железа, тем самым повышая его коррозионную стойкость [26]. Это справедливо и для аустенита, и для мартенсита [27]. Наряду с этим оксианионы, такие как  $\text{HCO}_3^-$  и  $\text{CO}_3^{2-}$ , являются эффективными ингибиторами для подавления анодной коррозии [26].

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Испытания на общую коррозию в растворе 20 мас. % NaCl + 30 мас. % HCl (1:1) показали, что по сравнению с электролитическим полированием эффек-

тивное упрочнение поверхности аустенитной метастабильной стали 12X18H10T фрикционной обработкой (от 220 до 710 HV 0,025) сопровождается повышением скорости коррозии от  $k_m=0,35$  г/(м<sup>2</sup>·ч) до  $k_m=0,53-0,54$  г/(м<sup>2</sup>·ч). Однако, даже несмотря на формирование под воздействием скользящего индентора на поверхности стали 55–70 об. % мартенсита деформации, фрикционная обработка не приводит к ухудшению коррозионной стойкости по сравнению с другой механической постобработкой аустенитной стали – шлифованием мелкозернистой (20/14 мкм) шкуркой, которое не обеспечивает существенного повышения микротвердости поверхности (лишь до 240 HV 0,025) и развития деформационного мартенситного превращения аустенита, при этом скорость коррозии шлифованной стали достигает  $k_m=0,58$  г/(м<sup>2</sup>·ч).

Коррозионное поведение стали 12X18H10T, подвергнутой электролитическому полированию, шлифованию и фрикционной обработке, определяется следующими факторами: наличием/отсутствием  $\alpha'$ -мартенсита деформации в структуре, качеством (шероховатость, наличие или отсутствие дефектов сплошности) сформированной поверхности и, по-видимому, дисперсностью сформированной структуры.

Установлено, что жидкостная цементация при температуре 780 °С приводит одновременно к эффективному упрочнению (от 200 до 890 HV 0,025) электрополированной аустенитной стали AISI 321 и некоторому повышению коррозионной стойкости по сравнению с тонким механическим шлифованием на алмазной пасте: скорость коррозии шлифованной стали составляет  $k_m=0,40$  г/(м<sup>2</sup>·ч), а цементованной –  $k_m=0,32$  г/(м<sup>2</sup>·ч). Это связано с тем, что атомы внедрения углерода стабилизируют электронное состояние железа (как аустенита, так и мартенсита), тем самым повышая его коррозионную стойкость.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Borgioli F. From austenitic stainless steel to expanded austenite-S phase: formation, characteristics and properties of an elusive metastable phase // *Metals*. 2020. Vol. 10. № 2. Article number 187. DOI: [10.3390/met10020187](https://doi.org/10.3390/met10020187).
2. Pradhan K.K., Matawale C.R., Murarka S. Analysis of erosion-corrosion resistance and various application in domestic and industrial field of stainless steel grade 304 // *International Journal of Research (IJR)*. 2015. Vol. 2. № 4. P. 807–811.
3. Wei Xinlong, Ling Xiang, Zhang Meng. Influence of surface modifications by laser shock processing on the acid chloride stress corrosion cracking susceptibility of AISI 304 stainless steel // *Engineering Failure Analysis*. 2018. Vol. 91. P. 165–171. DOI: [10.1016/j.engfailanal.2018.04.045](https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2018.04.045).
4. Костина М.В., Криворотов В.И., Костина В.С., Кудряшов А.Э., Мурадян С.О. Особенности химического состава и структурно-фазового состояния, обусловившие снижение коррозионной стойкости деталей из стали 18Cr–10Ni // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2021. Т. 64. № 3. С. 217–229. DOI: [10.17073/0368-0797-2021-3-217-229](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-3-217-229).



5. Макаров А.В., Скорынина П.А., Осинцева А.Л., Юровских А.С., Саврай Р.А. Повышение трибологических свойств аустенитной стали 12X18H10T наноструктурирующей фрикционной обработкой // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. 2015. № 4. С. 80–92. DOI: [10.17212/1994-6309-2015-4-80-92](https://doi.org/10.17212/1994-6309-2015-4-80-92).
6. Загибалова Е.А., Москвина В.А., Майер Г.Г. Влияние метода и температуры ионно-плазменной обработки на физико-механические свойства поверхностных слоев в аустенитной нержавеющей стали // *Frontier Materials & Technologies*. 2021. № 4. С. 17–26. DOI: [10.18323/2782-4039-2021-4-17-26](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2021-4-17-26).
7. Balusamy T., Sankara Narayanan T.S.N., Ravichandran K., Park Il Song, Lee Min Ho. Influence of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on the corrosion behaviour of AISI 304 stainless steel // *Corrosion Science*. 2013. Vol. 74. P. 332–344. DOI: [10.1016/j.corsci.2013.04.056](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2013.04.056).
8. Wang Cong, Han Jing, Zhao Jiyun, Song Yuanming, Man Jiayang, Zhu Hua, Sun Jiapeng, Fang Liang. Enhanced wear resistance of 316 L stainless steel with a nanostructured surface layer prepared by ultrasonic surface rolling // *Coatings*. 2019. Vol. 9. № 4. Article number 276. DOI: [10.3390/coatings9040276](https://doi.org/10.3390/coatings9040276).
9. Li Yang, Lian Yang, Jing Fengyu, He Tiantian, Zou Yun. Improvement in the tribological behaviour of surface-nanocrystallised 304 stainless steel through supersonic fine particle bombardment // *Applied Surface Science*. 2023. Vol. 627. Article number 157334. DOI: [10.1016/j.apsusc.2023.157334](https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2023.157334).
10. Макаров А.В., Саврай Р.А., Скорынина П.А., Волкова Е.Г. Развитие методов поверхностного деформационного наноструктурирования сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2020. № 1. С. 62–69. EDN: [RMDMCZ](https://www.edn.ru/RMDMCZ).
11. Петрова Л.Г. Упрочнение аустенитных сталей и сплавов за счет формирования твердого раствора при азотировании // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2007. № 4. С. 9–17. EDN: [HZRRJT](https://www.edn.ru/HZRRJT).
12. Liu R.L., Wang S., Wei C.Y., Yan M.F., Qiao Y.J. Microstructure and corrosion behavior of low temperature carburized AISI 304 stainless steel // *Materials Research Express*. 2019. Vol. 6. Article number 066417. DOI: [10.1088/2053-1591/ab104c](https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab104c).
13. Savrai R.A., Skorynina P.A. Structural-phase transformations and changes in the properties of AISI 321 stainless steel induced by liquid carburizing at low temperature // *Surface and Coatings Technology*. 2022. Vol. 443. Article number 128613. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2022.128613](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128613).
14. Savrai R.A., Osintseva A.L. Effect of hardened surface layer obtained by frictional treatment on the contact endurance of the AISI 321 stainless steel under contact gigacycle fatigue tests // *Materials Science and Engineering: A*. 2021. Vol. 802. Article number 140679. DOI: [10.1016/j.msea.2020.140679](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140679).
15. Путилова Е.А., Горюлева Л.С., Задворкин С.М. Влияние поверхностной фрикционной обработки на твердость и магнитные характеристики стали AISI 321 // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2022. № 5. P. 40–49. DOI: [10.17804/2410-9908.2022.5.040-049](https://doi.org/10.17804/2410-9908.2022.5.040-049).
16. 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 steel // *Surface and Coatings Technology*. 2013. Vol. 228. P. S318–S322. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2012.05.111](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.05.111).
17. Яровчук А.В., Доронина Т.А., Тиванова О.В. Влияние мартенсита деформации на стойкость к питтинговой коррозии нержавеющей стали 12X18H10T // *Ползуновский альманах*. 2007. № 1–2. С. 190–196. EDN: [NNYBSW](https://www.edn.ru/NNYBSW).
18. Скорынина П.А., Макаров А.В., Березовская В.В., Меркушкин Е.А., Чекан Н.М. Влияние наноструктурирующей фрикционной обработки на микромеханические и коррозионные свойства стабильной аустенитной хромоникелевой стали // *Frontier Materials & Technologies*. 2021. № 4. С. 80–88. DOI: [10.18323/2782-4039-2021-4-80-88](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2021-4-80-88).
19. Коршунов Л.Г., Сагарадзе В.В., Черненко Н.Л., Шабашов В.А. Структурные превращения карбидной фазы в стали Гадфильда, инициированные фрикционным воздействием // *Физика металлов и металловедение*. 2015. Т. 116. № 8. С. 867–873. DOI: [10.7868/S0015323015080094](https://doi.org/10.7868/S0015323015080094).
20. Наркевич Н.А., Шулепов И.А., Миронов Ю.П. Структура, механические и триботехнические свойства аустенитной азотистой стали после фрикционной обработки // *Физика металлов и металловедение*. 2017. Т. 118. № 4. С. 421–428. DOI: [10.7868/S0015323017020097](https://doi.org/10.7868/S0015323017020097).
21. Neslušán M., Minárik P., Čep R., Uriček J., Trojan K., Ganev N., Trško L. Barkhausen noise emission of AISI 304 stainless steel originating from strain induced martensite by shot peening // *Journal of Materials Research and Technology*. 2022. Vol. 20. P. 748–762. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.07.107](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.07.107).
22. Chen Xin, Gussev M., Balonis M., Bauchy M., Sant G. Emergence of micro-galvanic corrosion in plastically deformed austenitic stainless steels // *Materials and Design*. 2021. Vol. 203. Article number 109614. DOI: [10.1016/j.matdes.2021.109614](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109614).
23. Balusamy T., Kumar S., Sankara Narayanan T.S.N. Effect of surface nanocrystallization on the corrosion behaviour of AISI 409 stainless steel // *Corrosion Science*. 2010. Vol. 52. № 11. P. 3826–3834. DOI: [10.1016/j.corsci.2010.07.004](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.07.004).
24. Yin Songbo, Li D.Y., Bouchard R. Effects of the strain rate of prior deformation on the wear-corrosion synergy of carbon steel // *Wear*. 2007. Vol. 263. № 1–6. P. 801–807. DOI: [10.1016/j.wear.2007.01.058](https://doi.org/10.1016/j.wear.2007.01.058).
25. Hao Yun-wei, Deng Bo, Zhong Cheng, Jiang Yi-ming, Li Jin. Effect of surface mechanical attrition treatment on corrosion behavior of 316 stainless steel // *Journal of Iron and Steel Research International*. 2009. Vol. 16. № 2. P. 68–72. DOI: [10.1016/S1006-706X\(09\)60030-3](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(09)60030-3).
26. Sun Jianlin, Tang Huajie, Wang Chenglong, Han Zhao, Li Shisen. Effects of alloying elements and microstructure on stainless steel corrosion: a review // *Steel Research International*. 2022. Vol. 93. № 5. Article number 2100450. DOI: [10.1002/srin.202100450](https://doi.org/10.1002/srin.202100450).
27. Kadowaki M., Saengdeejeing A., Muto I. et al. First-principles analysis of the inhibitive effect of interstitial carbon on an active dissolution of martensitic steel // *Corrosion Science*. 2020. Vol. 163. Article number 108251. DOI: [10.1016/j.corsci.2019.108251](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108251).

## REFERENCES

- Borgioli F. From austenitic stainless steel to expanded austenite-S phase: formation, characteristics and properties of an elusive metastable phase. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 2, article number 187. DOI: [10.3390/met10020187](https://doi.org/10.3390/met10020187).
- Pradhan K.K., Matawale C.R., Murarka S. Analysis of erosion-corrosion resistance and various application in domestic and industrial field of stainless steel grade 304. *International Journal of Research (IJR)*, 2015, vol. 2, no. 4, pp. 807–811.
- Wei Xinlong, Ling Xiang, Zhang Meng. Influence of surface modifications by laser shock processing on the acid chloride stress corrosion cracking susceptibility of AISI 304 stainless steel. *Engineering Failure Analysis*, 2018, vol. 91, pp. 165–171. DOI: [10.1016/j.engfailanal.2018.04.045](https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2018.04.045).
- Kostina M.V., Kostina V.S., Kudryashov A.E., Muradyan S.O., Krivorotov V.I. The features of the chemical composition and structural-phase state determining a decrease in the corrosion resistance of 18Cr–10Ni steel parts. *Steel in Translation*, 2021, vol. 51, no. 3, pp. 168–179. DOI: [10.3103/S0967091221030050](https://doi.org/10.3103/S0967091221030050).
- Makarov A.V., Skorynina P.A., Osintseva A.L., Yurovskikh A.S., Savray R.A. Improving the tribological properties of austenitic 12Kh18N10T steel by nanostructuring frictional treatment. *Obrabotka Metallov (Metal Working and Material Science)*, 2015, no. 4, pp. 80–92. DOI: [10.17212/1994-6309-2015-4-80-92](https://doi.org/10.17212/1994-6309-2015-4-80-92).
- Zagibalova E.A., Moskvina V.A., Mayer G.G. The influence of method and temperature of ion-plasma treatment on physical and mechanical properties of surface layers in austenitic stainless steel. *Frontier Materials & Technologies*, 2021, no. 4, pp. 17–26. DOI: [10.18323/2782-4039-2021-4-17-26](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2021-4-17-26).
- Balusamy T., Sankara Narayanan T.S.N., Ravichandran K., Park Il Song, Lee Min Ho. Influence of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on the corrosion behaviour of AISI 304 stainless steel. *Corrosion Science*, 2013, vol. 74, pp. 332–344. DOI: [10.1016/j.corsci.2013.04.056](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2013.04.056).
- Wang Cong, Han Jing, Zhao Jiyun, Song Yuanming, Man Jiexiang, Zhu Hua, Sun Jiapeng, Fang Liang. Enhanced wear resistance of 316 L stainless steel with a nanostructured surface layer prepared by ultrasonic surface rolling. *Coatings*, 2019, vol. 9, no. 4, article number 276. DOI: [10.3390/coatings9040276](https://doi.org/10.3390/coatings9040276).
- Li Yang, Lian Yang, Jing Fengyu, He Tiantian, Zou Yun. Improvement in the tribological behaviour of surface-nanocrystallised 304 stainless steel through supersonic fine particle bombardment. *Applied Surface Science*, 2023, vol. 627, article number 157334. DOI: [10.1016/j.apsusc.2023.157334](https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2023.157334).
- Makarov A.V., Savrai R.A., Skorynina P.A., Volkova E.G. Development of methods for steel surface deformation nanostructuring. *Metal Science and Heat Treatment*, 2020, vol. 62, no. 1-2, pp. 61–69. EDN: [GFTTFR](https://www.edn.ru/GFTTFR).
- Petrova L.G. Strengthening of austenitic steels and alloys due to forming of solid solution by nitriding. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*, 2007, no. 4, pp. 9–17. EDN: [HZRRJT](https://www.edn.ru/HZRRJT).
- Liu R.L., Wang S., Wei C.Y., Yan M.F., Qiao Y.J. Microstructure and corrosion behavior of low temperature carburized AISI 304 stainless steel. *Materials Research Express*, 2019, vol. 6, article number 066417. DOI: [10.1088/2053-1591/ab104c](https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab104c).
- Savrai R.A., Skorynina P.A. Structural-phase transformations and changes in the properties of AISI 321 stainless steel induced by liquid carburizing at low temperature. *Surface and Coatings Technology*, 2022, vol. 443, article number 128613. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2022.128613](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128613).
- Savrai R.A., Osintseva A.L. Effect of hardened surface layer obtained by frictional treatment on the contact endurance of the AISI 321 stainless steel under contact gigacycle fatigue tests. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 802, article number 140679. DOI: [10.1016/j.msea.2020.140679](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140679).
- Putilova E.A., Goruleva L.S., Zadvorkin S.M. Effect of friction treatment of the AISI 321 steel on changes in its hardness and magnetic characteristics. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2022, no. 5, pp. 40–49. DOI: [10.17804/2410-9908.2022.5.040-049](https://doi.org/10.17804/2410-9908.2022.5.040-049).
- 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 steel. *Surface and Coatings Technology*, 2013, vol. 228, pp. S318–S322. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2012.05.111](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.05.111).
- Yarovchuk A.V., Doronina T.A., Tivanova O.V. The influence of deformation martensite on pitting resistance of 12H18N10T stainless steel. *Polzunovskiy almanakh*, 2007, no. 1–2, pp. 190–196. EDN: [NNYBSW](https://www.edn.ru/NNYBSW).
- Skorynina P.A., Makarov A.V., Berezovskaya V.V., Merkushkin E.A., Chekan N.M. The influence of nanostructuring friction treatment on micromechanical and corrosive characteristics of stable austenitic chromium-nickel steel. *Frontier Materials & Technologies*, 2021, no. 4, pp. 80–88. DOI: [10.18323/2782-4039-2021-4-80-88](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2021-4-80-88).
- Korshunov L.G., Sagaradze V.V., Chernenko N.L., Shabashov V.A. Friction-induced structural transformations of the carbide phase in hadfield steel. *The Physics of Metals and Metallography*, 2015, vol. 116, no. 8, pp. 823–828. DOI: [10.1134/S0031918X15080098](https://doi.org/10.1134/S0031918X15080098).
- Narkevich N.A., Mironov Y.P., Shulepov I.A. Structure, mechanical, and tribotechnical properties of an austenitic nitrogen steel after frictional treatment. *The Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, no. 4, pp. 399–406. DOI: [10.1134/S0031918X17020090](https://doi.org/10.1134/S0031918X17020090).
- Neslušán M., Minárik P., Čep R., Uriček J., Trojan K., Ganev N., Trško L. Barkhausen noise emission of AISI 304 stainless steel originating from strain induced martensite by shot peening. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 20, pp. 748–762. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.07.107](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.07.107).
- Chen Xin, Gussev M., Balonis M., Bauchy M., Sant G. Emergence of micro-galvanic corrosion in plastically deformed austenitic stainless steels. *Materials and Design*, 2021, vol. 203, article number 109614. DOI: [10.1016/j.matdes.2021.109614](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109614).
- Balusamy T., Kumar S., Sankara Narayanan T.S.N. Effect of surface nanocrystallization on the corrosion behaviour of AISI 409 stainless steel. *Corrosion Science*, 2010, vol. 52, no. 11, pp. 3826–3834. DOI: [10.1016/j.corsci.2010.07.004](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.07.004).

24. Yin Songbo, Li D.Y., Bouchard R. Effects of the strain rate of prior deformation on the wear-corrosion synergy of carbon steel. *Wear*, 2007, vol. 263, no. 1-6, pp. 801–807. DOI: [10.1016/j.wear.2007.01.058](https://doi.org/10.1016/j.wear.2007.01.058).
25. Hao Yun-wei, Deng Bo, Zhong Cheng, Jiang Yi-ming, Li Jin. Effect of surface mechanical attrition treatment on corrosion behavior of 316 stainless steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2009, vol. 16, no. 2, pp. 68–72. DOI: [10.1016/S1006-706X\(09\)60030-3](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(09)60030-3).
26. Sun Jianlin, Tang Huajie, Wang Chenglong, Han Zhao, Li Shisen. Effects of alloying elements and microstructure on stainless steel corrosion: a review. *Steel Research International*, 2022, vol. 93, no. 5, article number 2100450. DOI: [10.1002/srin.202100450](https://doi.org/10.1002/srin.202100450).
27. Kadowaki M., Saengdeejing A., Muto I. et al. First-principles analysis of the inhibitive effect of interstitial carbon on an active dissolution of martensitic steel. *Corrosion Science*, 2020, vol. 163, article number 108251. DOI: [10.1016/j.corsci.2019.108251](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108251).

## The influence of frictional treatment and liquid carburizing on general corrosion resistance of chromium-nickel austenitic steels

© 2023

*Polina A. Skorynina*<sup>\*1,3</sup>, junior researcher

*Aleksey V. Makarov*<sup>1,2,4</sup>, Doctor of Science (Engineering), Corresponding Member of RAS, Head of Department of Materials Science, Head of Laboratory of Mechanical Properties

*Roman A. Savrai*<sup>1,5</sup>, PhD (Engineering), Head of Laboratory of Constructional Material Science

<sup>1</sup>*Institute of Engineering Science of the Ural Branch of RAS, Yekaterinburg (Russia)*

<sup>2</sup>*M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of RAS, Yekaterinburg (Russia)*

\*E-mail: [skorynina@imach.uran.ru](mailto:skorynina@imach.uran.ru),  
[polina.skorynina@mail.ru](mailto:polina.skorynina@mail.ru)

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8904-7600>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9873-3621>

Received 27.06.2023

Accepted 17.11.2023

**Abstract:** Currently, to increase the hardness, strength and wear resistance of thermally non-hardenable austenitic chromium-nickel steels, such methods as frictional treatment with a sliding indenter and liquid carburizing have been used. However, along with an effective increase in mechanical characteristics, the application of these types of treatment may be accompanied by a decrease in the corrosion resistance of austenitic steels. Therefore, it is reasonable to study the influence of frictional treatment and liquid carburizing on the general corrosion resistance of Cr–Ni austenitic steels. In this work, the surface microhardness of the 12Cr18Ni10Ti and AISI 321 steels was determined using the recovered indentation method after electropolishing, mechanical grinding, frictional treatment, and liquid carburizing at a temperature of 780 °C. Using scanning electron microscopy and optical profilometry, the authors studied steel surfaces subjected to the specified types of treatment and determined their roughness. The corrosion resistance of steel was studied by testing for general corrosion using the gravimetric method. When testing for general corrosion, it was found that hardening (up to 710 HV 0.025) frictional treatment leads to an increase in the corrosion rate of the 12Cr18Ni10Ti austenitic steel compared to the electropolished state (from  $k_m=0.35$  g/(m<sup>2</sup>·h) to  $k_m=0.53–0.54$  g/(m<sup>2</sup>·h)). The corrosion rate of the ground steel is  $k_m=0.58$  g/(m<sup>2</sup>·h), while mechanical grinding does not provide a significant increase in the microhardness of the steel under study (from 220 to 240 HV 0.025). It is shown that the corrosion behavior of 12Cr18Ni10Ti steel subjected to various types of treatment is determined by the following factors: the presence/absence of strain-induced  $\alpha'$ -martensite in the structure, the quality of the formed surface and, apparently, the dispersion of the formed structure. Liquid carburizing of the AISI 321 austenitic steel leads simultaneously to an increase in its microhardness to 890 HV 0.025 and a certain increase in corrosion resistance compared to fine mechanical grinding. This is related to the fact that carbon embedding atoms stabilize the electronic structure of iron (austenite and martensite), thereby increasing its corrosion resistance.

**Keywords:** austenitic chromium-nickel steel; frictional treatment; liquid carburizing; microhardness; phase composition; roughness; corrosion resistance.

**Acknowledgments:** The authors express gratitude to V.V. Berezovskaya, Doctor of Science (Engineering), for participation in work.

The work was carried out within the government assignment to the Institute of Engineering Science, UB RAS on the topic No. AAAA-A18-118020790148-1 and the Institute of Metal Physics, UB RAS on the topic No. 122021000033-2. Experimental studies were carried out using the equipment of the “Plastometry” Core Facility Center of the IES UB RAS.

The paper was written on the reports of the participants of the XI International School of Physical Materials Science (SPM-2023), Togliatti, September 11–15, 2023.

**For citation:** Skorynina P.A., Makarov A.V., Savrai R.A. The influence of frictional treatment and liquid carburizing on general corrosion resistance of chromium-nickel austenitic steels. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 4, pp. 109–119. DOI: [10.18323/2782-4039-2023-4-66-10](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-4-66-10).