

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ, УПРОЧНЕНИЕ И КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ АУСТЕНИТНОЙ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ

© 2017

**П.А. Скорьнина**, инженер

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

**А.В. Макаров**, доктор технических наук,

заведующий отделом материаловедения и лабораторией механических свойств

*Институт физики металлов имени М.Н. Михеева*

*Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)*

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

*Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург (Россия)*

**А.С. Юровских**, кандидат технических наук, доцент,

заведующий лабораторией электронной микроскопии сверхвысокого разрешения

*Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург (Россия)*

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

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

**Ключевые слова:** аустенитная нержавеющая сталь; фрикционная обработка; нанокристаллическая структура; мартенсит деформации; качество поверхности.

**Аннотация:** Применение финишной фрикционной обработки позволяет обеспечить эффективное деформационное упрочнение и повышенную износостойкость в сочетании с высоким качеством обрабатываемой поверхности аустенитных хромоникелевых сталей. Однако поверхностная деформационная обработка может привести к снижению коррозионных свойств, обусловленному наличием  $\alpha'$ -мартенсита деформации в поверхностном слое метастабильной аустенитной стали. В настоящей работе с использованием методов просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, измерения микротвердости и оптической профилометрии изучено влияние температуры наноструктурирующей фрикционной обработки скользящим индентором на структуру, фазовый состав, упрочнение и качество поверхности метастабильной аустенитной стали 12X18H10T. Показано, что проведение фрикционной обработки в диапазоне температур от  $-196$  до  $+250$  °С обеспечивает близкие уровни упрочнения аустенитной стали, тогда как полнота протекания деформационного мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в поверхностном слое стали сильно зависит от температуры нагружения. Фрикционная обработка при комнатной и отрицательной температурах формирует качественную поверхность стали 12X18H10T с низкими значениями параметра шероховатости ( $Ra=75-120$  нм), а повышенные температуры способствуют развитию схватывания и росту  $Ra$  до 180–270 нм. Установлено, что при фрикционной обработке в тонком поверхностном слое стали формируются фрагментированные субмикрокристаллические и нанокристаллические структуры  $\alpha'$ -мартенсита деформации (при температуре нагружения  $T=-196$  °С) и аустенита (при  $T=+250$  °С), а также двухфазные мартенситно-аустенитные структуры (при  $T=+20$  °С).

### ВВЕДЕНИЕ

Фрикционная обработка скользящим индентором позволяет обеспечить эффективное повышение прочностных и трибологических свойств термически неупрочняемых аустенитных хромоникелевых сталей [1; 2]. Значительным преимуществом обработок скользящими инденторами является возможность рассматривать их в качестве финишных, обеспечивающих формирование поверхности с низкой шероховатостью [1; 3; 4] или специальным микрорельефом [5], что является важным для практического применения. Деформационные упрочняющие обработки часто не могут обеспечить высокое качество обработанной поверхности. Например, пескоструйная обработка стали AISI 301 LN формирует достаточно грубую поверхность с высоким значением параметра шероховатости  $Ra \sim 1,5$  мкм [6].

В случае метастабильных аустенитных сталей существенную роль в упрочнении играет деформационное мартенситное  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение [7–9], интенсивность развития которого в сильной степени зависит от условий деформационных обработок [3; 8; 10]. Однако присутствие  $\alpha'$ -мартенсита деформации в поверхностном слое может

привести к снижению коррозионных свойств аустенитной стали [8; 11]. Таким образом, важной в научном и практическом отношении является оптимизация условий проведения деформационной обработки по критериям не только эффективного упрочнения и обеспечения высокого качества поверхности (низкая шероховатость, отсутствие очагов адгезионного схватывания и поврежденности поверхности) [4; 8; 12], но и формирования требуемого структурно-фазового состояния поверхностного слоя. Известно [13; 14], что пониженные температуры могут активизировать деформационное превращение, в то время как нагрев ведет к подавлению мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения при деформации в метастабильной Cr-Ni аустенитной стали [15; 16]. Следовательно, актуальным является изучение возможностей управления фазовым составом на поверхности аустенитной стали за счет изменения температуры деформационной обработки.

Цель статьи – изучение влияния температуры фрикционной обработки на упрочнение и структурно-фазовые превращения в поверхностном слое аустенитной стали 12X18H10T, а также качество формируемой поверхности.

**МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА**

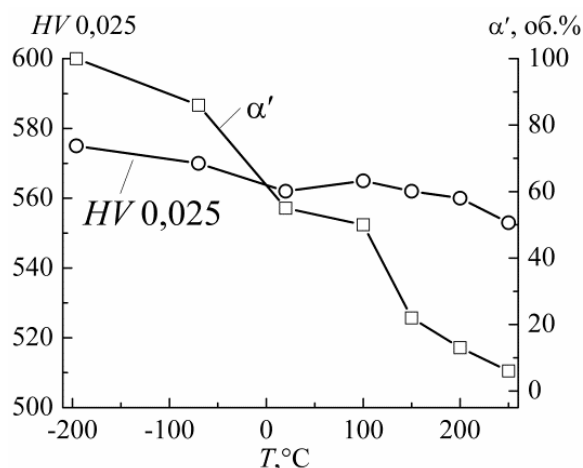
Исследовали коррозионностойкую аустенитную сталь 12X18H10T состава (мас. %): 0,10 С; 17,72 Cr; 10,04 Ni; 0,63 Ti; 1,33 Mn; 0,57 Si; 0,23 Mo; 0,06 Co; 0,01 Nb; 0,06 Cu; 0,031 P; 0,014 S; остальное Fe. Образцы размерами 98×38×8,6 мм подвергали закалке от 1050 °С в воде, механическому шлифованию и электролитическому полированию. Фрикционную обработку проводили по ранее выбранному режиму [17]: индентором из синтетического алмаза с радиусом полусферы 3 мм в безокислительной среде аргона при нагрузке на индентор 392 Н, количестве ходов индентора (сканирование)  $n=1$ . Фрикционное нагружение проводили при температурах в диапазоне от -196 до +250 °С. Отрицательные температуры создавали с использованием жидкого азота. Микротвердость определяли на приборе LEICA VMHT при нагрузке на индентор 0,245 Н, фазовый состав – на рентгеновском дифрактометре SHIMADZUXRD-7000 в  $CrK_{\alpha}$ -излучении, тонкую структуру изучали на электронном просвечивающем микроскопе (ТЕМ) JEOL JEM-2100. Шероховатость поверхности образцов после фрикционной обработки изучали на оптическом профилометре Wyko NT-1100; на каждом образце измерения проводили на трех участках поверхности размером 42,5×55,8 мкм. Исследование поверхности стали проводили также с использованием электронного сканирующего микроскопа Tescan VEGA II XMU.

**РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ**

Рентгеновский фазовый анализ поверхности образцов, подвергнутых фрикционной обработке в интервале температур от -196 до +250 °С, показал (рис. 1), что полнота протекания деформационного мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в поверхностном слое аустенитной стали 12X18H10T в сильной степени зависит от температуры фрикционного нагружения. Так, при температуре нагружения  $T=-196$  °С количество  $\alpha'$ -мартенсита в поверхностном слое достигает 100 об. %. Прокатка стали 08X18H10T с охлаждением в жидком азоте приводит лишь к образованию 60 об. % мартенсита деформации [18]. Дальнейшее повышение температуры фрикционной обработки ведет к стабилизации аустенита к  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращению, соответственно, количество мартенсита деформации на поверхности непрерывно снижается (рис. 1).

После фрикционного нагружения при  $T=+250$  °С количество мартенсита деформации составляет 5 об. %. В работе [19] повышение температуры деформации сжатием до 100 °С приводит к снижению количества образующегося мартенсита деформации с 70 до 10 об. %. Фрикционная обработка в широком интервале температур (от -196 до +250 °С) приводит к интенсивному деформационному упрочнению поверхности исследуемой стали с исходной микротвердостью в закаленном состоянии 220 HV 0,025 (рис. 1). Отмечаются близкие уровни упрочнения стали 555–575 HV 0,025, из чего следует, что сильнодеформированный аустенит близок по уровню твердости мартенситу деформации. Это обусловлено низким содержанием углерода в стали (0,10 мас. % С), недостаточным для эффективного упрочнения мартенситной структуры.

Из данных, приведенных в таблице 1, следует, что в температурном интервале фрикционной обработки от -196 до +250 °С наблюдается непрерывный рост коэффициента трения от  $f=0,18$  до  $f=0,55$ .



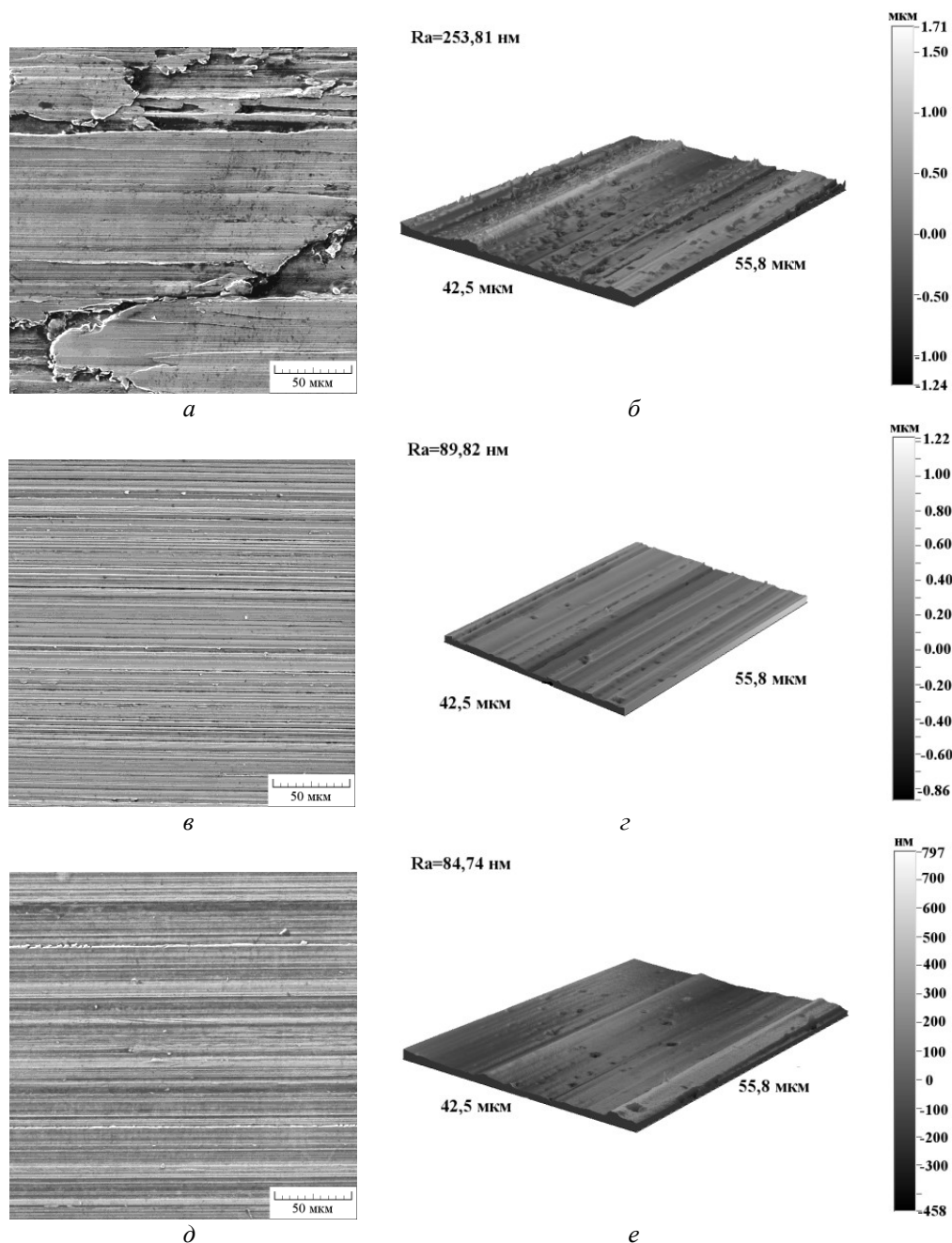
**Рис. 1.** Влияние температуры фрикционной обработки  $T$  на количество мартенсита деформации  $\alpha'$  и микротвердость HV 0,025 на поверхности стали 12X18H10T

Фрикционное нагружение при температурах 150–250 °С характеризуется высокими значениями коэффициента трения ( $f=0,51-0,55$ ) вследствие развития на

**Таблица 1.** Влияние температуры фрикционной обработки  $T$  на коэффициент трения  $f$  и среднее арифметическое отклонение профиля Ra поверхности стали 12X18H10T

Состояние образца	$T, ^\circ\text{C}$	$f$	Ra, нм
Исходное (электрополированное)	0	–	55–70
	-196	0,18	85–120
Фрикционная обработка	-70	0,23	75–90
	20	0,27	85–100
	100	0,30	140–170
	150	0,51*	180–210
	200	0,53*	190–250
	250	0,55*	215–270

\* При фрикционной обработке происходило адгезионное схватывание.



**Рис. 2.** Электронно-микроскопические изображения (а, в, д) и трехмерные профилограммы (б, г, е) поверхности стали 12Х18Н10Т после фрикционной обработки при температурах нагружения:  $T=+250\text{ }^{\circ}\text{C}$  (а, б);  $T=+20\text{ }^{\circ}\text{C}$  (в, г);  $T=-70\text{ }^{\circ}\text{C}$  (д, е)

поверхности аустенитной стали процессов схватывания (рис. 2 а), переносом фрагментов стали на поверхность индентора и формированием локальных одноименных пар трения «сталь – сталь». Соответственно, при повышенных температурах нагружения ( $T=150\text{--}250\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) возрастают значения параметра шероховатости  $Ra$  до 180–270 нм (см. таблицу 1, рис. 2 б). При этом наблюдается максимальный разброс значений  $Ra$  (см. таблицу 1), отражающий неравномерность разрушения поверхностного слоя вследствие возникновения локальных микроочагов схватывания (см. рис. 2 а).

При уменьшении температуры фрикционного нагружения до  $T=+20\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $T=-70\text{ }^{\circ}\text{C}$  поверхность аустенитной стали характеризуется отсутствием микроучаст-

ков схватывания (рис. 2 в, 2 д), а значения параметра шероховатости  $Ra$  снижаются до 75–100 нм (см. таблицу 1, рис. 2 г, 2 е). После фрикционной обработки при указанных температурах наблюдается также наименьший разброс значений  $Ra$ . Несколько более высокий уровень параметра шероховатости  $Ra$  и больший разброс его значений (85–120 нм) после фрикционной обработки при  $T=-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  могут быть следствием локализации деформации металла в условиях глубокого холода, а также с возможным влиянием присутствия жидкой технологической среды (жидкого азота) в зоне фрикционного контакта «индентор – сталь».

Методом просвечивающей электронной микроскопии установлено, что исходная структура закаленной

стали представляет собой аустенит с наличием в полидрических зернах отдельных нерасщепленных дислокаций и присутствием на некоторых границах дислокационных скоплений (рис. 3 а). Встречаются также отдельные не растворившиеся при нагреве под закалку частицы карбида титана. Рентгеновский фазовый анализ выявляет в исходной структуре стали 100 об. %  $\gamma$ -фазы (аустенита). В результате проведения фрикционной обработки при температуре нагружения  $T=+20\text{ }^\circ\text{C}$  в градиентном поверхностном слое аустенитной стали формируются различные типы структур (рис. 3 б, 3 в, 3 г, 3 д, 3 е). На начальных стадиях деформация развивается скольжением и двойникованием (рис. 3 б). Механическое двойникование способствует фрагментации исходной аустенитной крупнокристаллической структуры и протеканию деформационного  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения [20]. При увеличении степени деформации формируются слабо разориентированные ячейки, границы которых представляют собой весьма сложные дислокационные скопления (рис. 3 в), полосовые дислокационные структуры (рис. 3 г) и на последующем этапе – кристаллиты аустенита и мартенсита деформации преимущественно субмикронных размеров (рис. 3 д, 3 е).

Результаты рентгенофазового анализа, рассмотренные выше (см. рис. 1), подтверждаются данными просвечивающей электронной микроскопии (рис. 4). В тонком поверхностном слое аустенитной стали 12X18H10T в процессе фрикционной обработки при температуре нагружения  $-196\text{ }^\circ\text{C}$  возникают фрагментированные структуры мартенсита деформации, а при температуре нагружения  $+250\text{ }^\circ\text{C}$  – аустенита.

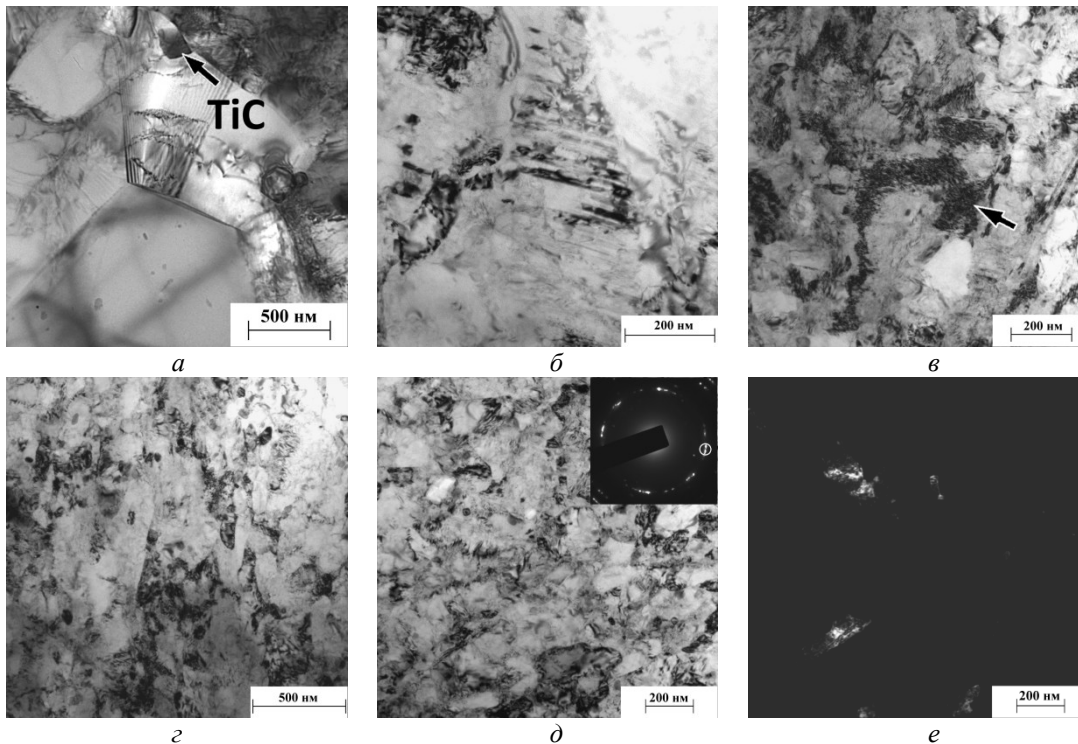
Представленные на рис. 4 б, 4 г темнопольные изображения структуры в мартенситном (110) $\alpha$  и аустенитном (111) $\gamma$  рефлексах свидетельствуют, что в рассматриваемых сильно разориентированных фрагментированных структурах тонкого поверхностного слоя стали 12X18H10T присутствуют кристаллиты как субмикронных размеров (150–200 нм), так и наноразмеров (менее 100 нм).

### ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

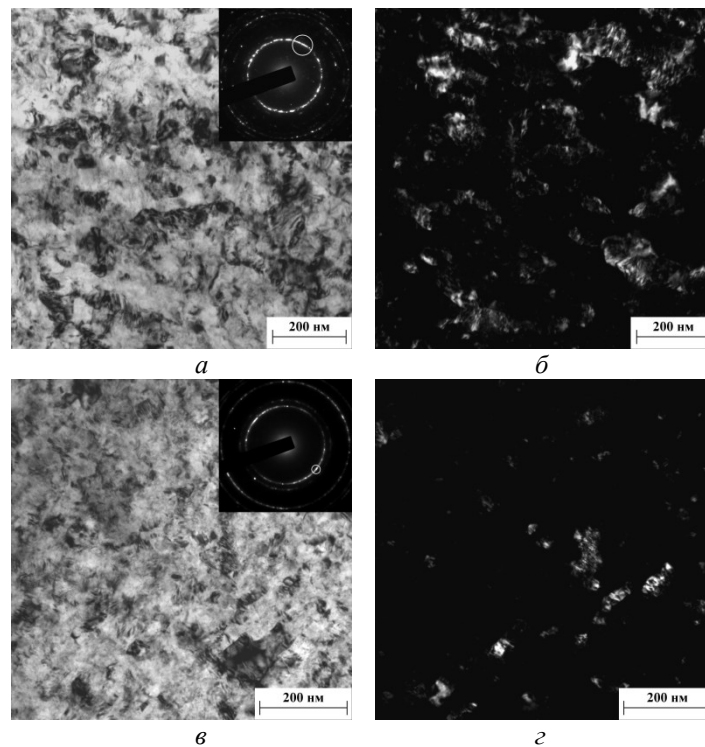
Установлено, что полнота протекания деформационного мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в сильной степени зависит от температуры фрикционного нагружения: количество мартенсита деформации снижается от 100 до 5 об. % при увеличении температуры обработки в диапазоне от  $-196$  до  $+250\text{ }^\circ\text{C}$ . Однако при указанном изменении температуры фрикционной обработки достигаются близкие уровни деформационного упрочнения стали  $555\text{--}575\text{ HV}_{0,025}$ .

Фрикционная обработка при комнатной и отрицательных температурах обеспечивает формирование качественной поверхности стали 12X18H10T с низкими значениями параметра шероховатости  $Ra=75\text{--}120\text{ нм}$ . При повышенных температурах фрикционной обработки (150–250  $^\circ\text{C}$ ) значения параметра шероховатости поверхности  $Ra$  возрастают до 180–270 в связи с развитием на обрабатываемой поверхности аустенитной стали локальных процессов схватывания.

При комнатной температуре фрикционного нагружения в аустенитной структуре поверхностного слоя развиваются процессы механического двойникования,



**Рис. 3.** Структура поверхностного слоя образца из аустенитной стали 12X18H10T в исходном закаленном состоянии (а) и после фрикционной обработки при температуре нагружения  $T=+20\text{ }^\circ\text{C}$  (б–е): а–г – светлопольные изображения; д – светлопольное изображение и микродифракция; е – темнопольное изображение в рефлексах (110) $\alpha$  и (111) $\gamma$



**Рис. 4.** Структура поверхностного слоя образца из стали 12X18H10T после фрикционной обработки при температурах  $T$  нагружения  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  (а, б) и  $+250\text{ }^{\circ}\text{C}$  (в, г): а, в – светлопольные изображения и микродифракции; б – темнопольное изображение в рефлексе (110); г – темнопольное изображение в рефлексе (111)γ

формирования ячеистых и полосовых дислокационных структур, предшествующие появлению высокодисперсных кристаллитов аустенита и мартенсита деформации. После проведения фрикционной обработки при температуре нагружения  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  в поверхностном слое стали установлено формирование фрагментированных субмикроструктур α'-мартенсита деформации. Фрикционная обработка при температуре нагружения  $+250\text{ }^{\circ}\text{C}$  приводит к формированию фрагментированных аустенитных структур субмикро- и нанокристаллических размеров.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по темам «Структура» № 01201463331 (проект Комплексной программы УрО РАН № 15-9-12-45) и государственного задания ИМАШ УрО РАН по теме № 01201354598 при поддержке РФФИ, проект № 15-08-07947. Измерение микротвердости, электронная сканирующая микроскопия и профилометрия выполнены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН. Электронная просвечивающая микроскопия реализована на оборудовании Лаборатории структурных методов анализа материалов и наноматериалов ЦКП УрФУ.

Статья подготовлена по материалам докладов участников VIII Международной школы «Физическое материаловедение» с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 3–12 сентября 2017 г.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. 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.

2. Бараз В.Р., Федоренко О.Н. Особенности фрикционной обработки сталей пружинного класса // Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. № 11. С. 16–19.
3. Кузнецов В.П., Макаров А.В., Осинцева А.Л., Юровских А.С., Саврай Р.А., Роговая С.А., Киряков А.Е. Упрочнение и повышение качества поверхности деталей из аустенитной нержавеющей стали алмазным выглаживанием на токарно-фрезерном центре // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 11. С. 16–26.
4. Кузнецов В.П., Макаров А.В., Псахье С.Г., Саврай Р.А., Малыгина И.Ю., Давыдова Н.А. Трибологические аспекты наноструктурирующего выглаживания конструкционных сталей // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. № 3. С. 14–30.
5. Мельников П.А., Пахоменко А.Н., Лукьянов А.А. Математическая модель формирования микрорельефа шейки вала при обработке алмазным выглаживанием // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2015. № 2. С. 104–111.
6. Fargas G., Roa J.J., Mateo A. Effect of shot peening on metastable austenitic stainless steels // Materials Science and Engineering A. 2015. Vol. 641. P. 290–296.
7. Бараз В.Р., Картак Б.Р., Минеева О.Н. Особенности фрикционного упрочнения аустенитной стали с нестабильной фазой // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 10. С. 20–22.
8. Balusamy T., Sankara Narayanan T.S.N., Ravichandran K., Song Park Il., Min Ho Lee. Influence of surface

- mechanical attrition treatment (SMAT) on the corrosion behaviour of AISI 304 stainless steel // *Corrosion science*. 2013. Vol. 74. P. 332–344.
9. Бараз В.Р., Федоренко О.Н. Влияние деформации трением на структуру и свойства метастабильной аустенитной хромоникелевой стали // *Деформация и разрушение материалов*. 2011. № 12. С. 15–18.
  10. Unal O., Varol R. Surface severe plastic deformation of AISI 304 via conventional shot peening, severe shot peening and re-peening // *Applied Surface Science*. 2015. Vol. 351. P. 289–295.
  11. Hao Y., Deng B., Zhong C., Jiang Y., Li J. Effect of surface mechanical attrition treatment on corrosion behavior of 316 stainless steel // *Journal of Iron and Steel Research International*. 2009. Vol. 16. P. 68–72.
  12. Sun Y. Sliding wear behavior of surface mechanical attrition treated AISI 304 stainless steel // *Tribology International*. 2013. Vol. 57. P. 67–75.
  13. Коршунов Л.Г., Пушин В.Г., Черненко Н.Л., Макаров В.В. Структурные превращения, упрочнение и износостойкость никелида титана при адгезионном и абразивном изнашивании // *Физика металлов и металловедение*. 2010. Т. 110. № 1. С. 94–105.
  14. Novelli M., Fundenberger J.-J., Bocher P., Grosdidiera T. On the effectiveness of surface severe plastic deformation by shot peening at cryogenic temperature // *Applied Surface Science*. 2016. Vol. 389. P. 1169–1174.
  15. Sato H., Namba A., Okada M., Watanabe Y. Temperature dependence of reverse transformation induced by shot-peening for SUS 304 austenitic stainless steel // *Materials Today: Proceedings*. 2015. Vol. 2S. P. S707–S710.
  16. Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Аккузин С.А., Найден Е.П., Корзников А.В. Особенности мартенситных превращений и эволюция дефектной микроstructures метастабильной аустенитной стали в процессе интенсивной пластической деформации кручением под давлением // *Физика металлов и металловедение*. 2016. Т. 117. № 8. С. 875–884.
  17. Makarov A.V., Skorynina P.A., Yurovskikh A.S., Osintseva A.L. Effect of the technological conditions of frictional treatment on the structure, phase composition and hardening of metastable austenitic steel // *AIP Conference Proceedings*. 2016. Vol. 1785. № 040035. P. 040035-1–040035-4.
  18. Litovchenko I.Yu., Akkuzin S.A., Polekhina N.A., Tyumentsev A.N., Naiden E.P. The features of microstructure and mechanical properties of austenitic steel after direct and reverse martensitic transformations // *AIP Conference Proceedings*. 2015. Vol. 1683. № 020123. P. 020123-1–020123-4.
  19. Mumtaz K., Takahashi S., Echigoya J., Zhang L.F., Kamada Y., Sato M. Detection of martensite transformation in high temperature compressively deformed austenitic stainless steel by magnetic NDE technique // *Journal of Materials Science*. 2003. Vol. 38. № 14. P. 3037–3050.
  20. Chen A.Y., Ruan H.H., Wang J. The influence of strain rate on the microstructure transition of 304 stainless steel // *Acta Materialia*. 2011. Vol. 59. P. 3697–3709.
- REFERENCES**
1. 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 (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty)*, 2015, no. 4, pp. 80–92.
  2. 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, no. 11, pp. 652–655.
  3. Kuznetsov V.P., Makarov A.V., Osintseva A.L., Yurovskikh A.S., Savrai R.A., Rogovaya S.A., Kiryakov A.E. The increase of strength and surface quality of austenitic stainless steel parts by diamond burnishing on the turning-milling center. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*, 2011, no. 11, pp. 16–26.
  4. Kuznetsov V.P., Makarov A.V., Psakhe S.G., Savray R.A., Malygina I.Yu., Davydova N.A. Tribological aspects in nanostructuring burnishing of structural steels. *Physical Mesomechanics*, 2014, vol. 17, no. 4, pp. 250–264.
  5. Melnikov P.A., Pakhomenko A.N., Lukyanov A.A. Mathematical model of forming of microrelief of shaft journal while processing by diamond burnishing. *Vektor nauki Tolyatinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2015, no. 2, pp. 104–111.
  6. Fargas G., Roa J.J., Mateo A. Effect of shot peening on metastable austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, 2015, vol. 641, pp. 290–296.
  7. Baraz V.R., Kartak B.R., Mineeva O.N. Special features of friction hardening of austenitic steel with unstable  $\gamma$ -phase. *Metal Science and Heat Treatment*, 2011, vol. 52, no. 9-10, pp. 473–475.
  8. Balusamy T., Sankara Narayanan T.S.N., Ravichandran K., Song Park Il., Min Ho Lee. Influence of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on the corrosion behaviour of AISI 304 stainless steel. *Corrosion science*, 2013, vol. 74, pp. 332–344.
  9. Baraz V.R., Fedorenko O.N. The influence of friction deformation on structure and properties of austenitic Cr-Ni steel. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2011, no. 12, pp. 15–18.
  10. Unal O., Varol R. Surface severe plastic deformation of AISI 304 via conventional shot peening, severe shot peening and re-peening. *Applied Surface Science*, 2015, vol. 351, pp. 289–295.
  11. Hao Y., Deng B., Zhong C., Jiang Y., Li J. Effect of surface mechanical attrition treatment on corrosion behavior of 316 stainless steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2009, vol. 16, pp. 68–72.
  12. Sun Y. Sliding wear behavior of surface mechanical attrition treated AISI 304 stainless steel. *Tribology International*, 2013, vol. 57, pp. 67–75.
  13. Korshunov L.G., Pushin V.G., Chernenko N.L., Makarov V.V. Structural transformations, strengthening, and wear resistance of titanium nickelide upon abrasive and adhesive wear. *The Physics of Metals and Metallography*, 2010, vol. 110, no. 1, pp. 91–101.
  14. Novelli M., Fundenberger J.-J., Bocher P., Grosdidiera T. On the effectiveness of surface severe plastic deformation by shot peening at cryogenic temperature. *Applied Surface Science*, 2016, vol. 389, pp. 1169–1174.

15. Sato H., Namba A., Okada M., Watanabe Y. Temperature dependence of reverse transformation induced by shot-peening for SUS 304 austenitic stainless steel. *Materials Today: Proceedings*, 2015, vol. 2S, pp. S707–S710.
16. Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Akkuzin S.A., Nayden E.P., Korznikov A.V. Martensitic transformations and the evolution of the defect microstructure of metastable austenitic steel during severe plastic deformation by high-pressure torsion. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 8, pp. 847–856.
17. Makarov A.V., Skorynina P.A., Yurovskikh A.S., Osintseva A.L. Effect of the technological conditions of frictional treatment on the structure, phase composition and hardening of metastable austenitic steel. *AIP Conference Proceedings*, 2016, vol. 1785, no. 040035, pp. 040035-1–040035-4.
18. Litovchenko I.Yu., Akkuzin S.A., Polekhina N.A., Tyumentsev A.N., Naiden E.P. The features of microstructure and mechanical properties of austenitic steel after direct and reverse martensitic transformations. *AIP Conference Proceedings*, 2015, vol. 1683, no. 020123, pp. 020123-1–020123-4.
19. Mumtaz K., Takahashi S., Echigoya J., Zhang L.F., Kamada Y., Sato M. Detection of martensite transformation in high temperature compressively deformed austenitic stainless steel by magnetic NDE technique. *Journal of Materials Science*, 2003, vol. 38, no. 14, pp. 3037–3050.
20. Chen A.Y., Ruan H.H., Wang J. et al. The influence of strain rate on the microstructure transition of 304 stainless steel. *Acta Materialia*, 2011, vol. 59, pp. 3697–3709.

**THE INFLUENCE OF TEMPERATURE OF NANOSTRUCTURING FRICTIONAL TREATMENT ON THE STRUCTURAL-PHASE STATE, HARDENING AND SURFACE QUALITY OF AUSTENITIC CHROMIUM-NICKEL STEEL**

© 2017

**P.A. Skorynina**, engineer

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

**A.V. Makarov**, Doctor of Sciences (Engineering),

Head of Department of Materials Science and Laboratory of Mechanical Properties

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

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

*Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg (Russia)*

**A.S. Yurovskikh**, PhD (Engineering), Associate Professor, Head of Laboratory of super-resolution electronic microscopy

*Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg (Russia)*

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

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

**Keywords:** austenitic stainless steel; frictional treatment; nanocrystalline structure; strain-induced martensite; surface quality.

**Abstract:** The application of finishing frictional treatment provides the effective strain hardening and the increased wear resistance combined with the high quality of austenitic Cr-Ni steels treated surface. However, the surface deformation treatment may cause the corrosion properties decrease because of the presence of strain-induced  $\alpha'$ -martensite in the metastable austenitic steel surface layer. In this paper, the authors used the methods of transmission electron microscopy, X-ray diffraction analysis, microhardness testing, and optical profilometry to study the influence of the temperature of nanostructuring frictional treatment with the sliding indenter on the structure, phase composition, hardening and surface quality of 12Kh18N10T metastable austenitic steel. It is shown that frictional treatment in the temperature range from  $-196$  to  $+250$  °C provides close levels of austenitic steel hardening when the efficiency of the strain-induced martensitic  $\gamma \rightarrow \alpha'$  transformation in the steel surface layer is strongly dependent on the loading temperature. Frictional treatment at the room and subzero temperatures forms the high quality 12Kh18N10T steel surface with the low values of roughness parameter ( $Ra=75-120$  nm). The elevated temperatures lead to the seizure and growth of  $Ra$  to  $180-270$  nm. It is determined that after the frictional treatment, in the thin surface layer of steel, the fragmented submicrocrystalline and nanocrystalline structures of strain-induced  $\alpha'$ -martensite (at the loading temperature of  $T=-196$  °C) and austenite (at  $T=+250$  °C), as well as two-phase martensitic-austenitic structures (at  $T=+20$  °C) are formed.