

НАНОСТРУКТУРИРУЮЩИЕ КОМБИНИРОВАННЫЕ ФРИКЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКИЕ ОБРАБОТКИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т

© 2016

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)
П.А. Скорынина, аспирант
Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)
Е.Г. Волкова, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник
Институт физики металлов имени М.Н. Михеева
Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)
А.Л. Осинцева, кандидат технических наук, старший научный сотрудник
Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

Ключевые слова: аустенитная нержавеющая сталь; фрикционная обработка; нанокристаллическая структура; мартенсит деформации; деформационно-термическая обработка.

Аннотация: Коррозионностойкие аустенитные хромоникелевые стали обладают низкими прочностными свойствами, которые не могут быть улучшены термической обработкой. Использование фрикционной обработки в качестве финишной операции позволяет обеспечить повышенную износостойкость, эффективное деформационное упрочнение и высокое качество обрабатываемой поверхности стали 12Х18Н10Т. При эксплуатации и на стадии технологических операций изделия из аустенитной стали могут быть подвержены термическому воздействию. В настоящей работе с использованием методов просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и измерения микротвердости изучено влияние нагрева в диапазоне температур 100–750 °С на структурно-фазовое состояние и микротвердость стали 12Х18Н10Т, подвергнутой фрикционной обработке, а также рассмотрены возможности упрочнения метастабильной аустенитной стали комбинированными фрикционно-термическими обработками. Установлено, что при фрикционной обработке в поверхностном слое стали возникает 65 об. % α' -мартенсита деформации, а микротвердость возрастает до HV 0,025=690. Двухчасовой отжиг при 450 °С обеспечивает сохранение в структуре 60 об. % α' -фазы и дополнительное повышение твердости поверхности до HV 0,025=900 за счет выделения из мартенсита деформации наноразмерных карбидов $Cr_{23}C_6$ и упрочнения ими нано- и субмикроструктурных мартенситно-аустенитных структур, сформированных в поверхностном слое стали фрикционной обработкой. В результате нагрева до 650 °С на поверхности стали образуется аустенитная субмикро- и нанокристаллическая структура с твердостью HV 0,025=630, превышающей исходную твердость аустенитной стали в закаленном состоянии почти в 3 раза. На основании полученных результатов предложены два режима наноструктурирующих комбинированных деформационно-термических обработок, которые включают фрикционную обработку и последующие отжиги при температурах 450 и 650 °С.

ВВЕДЕНИЕ

Хромоникелевые аустенитные стали широко применяются в различных отраслях промышленности благодаря высокой коррозионной стойкости и технологичности. Однако их существенным недостатком являются низкие прочностные свойства, которые не улучшаются проведением термической обработки. Перспективным направлением деформационного упрочнения аустенитных сталей является применение таких современных методов поверхностного пластического деформирования, как обработка SMAT (surface mechanical attrition treatment) – ультразвуковая обработка шариками в вакууме [1], дробеструйная обработка [2; 3], ультразвуковая ковка в вакууме [4] и ударная обработка бойками [5], пескоструйная обработка [6] и др. Упрочнение аустенитных сталей за счет сильного измельчения зерна наблюдается также при фрикционной обработке с перемешиванием [7].

Эффективными способами упрочнения и повышения трибологических свойств поверхностных слоев хромоникелевых сталей и сплавов являются наноструктурирующие фрикционные обработки и технологии вы-

глаживания [8–12]. Обработки скользящими инденторами могут рассматриваться в качестве финишных операций, формирующих качественную поверхность детали с низкой шероховатостью [9–11] или специальным микрорельефом [13].

Изделия из аустенитных сталей на стадии технологических операций (сварка, шлифовка), а также в условиях эксплуатации могут подвергаться термическому воздействию. Это определяет интерес к изучению термической устойчивости структурного состояния, формируемого в аустенитной хромоникелевой стали фрикционной обработкой. Кроме того, известно, что оптимальное сочетание прочности и пластичности наноструктурированных и ультрамелкозернистых сталей может достигаться комбинированными обработками, предусматривающими после деформационного воздействия проведение дополнительной термической обработки [14–16]. Например, у деформированных аустенитных сталей 316L и AISI 301LN комбинация повышенных характеристик прочности и пластичности отмечается соответственно после кратковременного (10 мин) отжига в температурном интервале 300–500 °С [17]

и после отжига при 650 °С в течение 30 мин [18]. Для метастабильных аустенитных сталей, претерпевающих деформационное мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение, улучшение комплекса механических свойств после нагрева до температур 600 °С и более связывают с развитием обратного $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращения мартенсита деформации и формированием субмикро- и нанокристаллических аустенитных структур [19–22].

Целью настоящей работы явилось исследование влияния термического воздействия на микротвердость и структурно-фазовое состояние аустенитной хромоникелевой стали, подвергнутой фрикционной обработке, и поиск на этой основе возможностей упрочнения аустенитной стали комбинированными фрикционно-термическими обработками.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследовали коррозионностойкую аустенитную сталь 12X18H10T состава (масс. %): 0,10 С; 17,72 Cr; 10,04 Ni; 0,63 Ti; 1,33 Mn; 0,57 Si; 0,227 Mo; 0,064 Co; 0,014 Nb; 0,057 Cu; 0,031 P; 0,014 S; остальное Fe. Перед проведением фрикционной обработки образцы размерами 98×38×8,6 мм подвергали закалке от 1050 °С в воде, шлифованию и электролитическому полированию.

Фрикционную обработку проводили по схеме [10] индентором из синтетического алмаза с радиусом полусферы $R=3$ мм в безокислительной среде аргона при нагрузке на индентор $P=392$ Н и количестве проходов индентора (сканирований) $n=11$. Использованный режим фрикционной обработки обеспечил формирование качественной поверхности аустенитной стали с параметром шероховатости $Ra < 100$ нм при отсутствии схватывания [10]. Последовательный нагрев образца размерами 10×10×8,6 мм, вырезанного на электроискровом станке после фрикционной обработки, проводили в вакуумной печи при температурах 100–750 °С (выдержка 2 ч).

Исследование тонкой структуры осуществляли методом электронной просвечивающей микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEOL JEM-200CX с применением механического и электролитического утонения заготовок (фольг). Микротвердость по методу остаточного отпечатка определяли на приборе LEICA VMHT при нагрузке 0,245 Н. Фазовый состав образцов определяли на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU XRD-7000 в $\text{CrK}\alpha$ -излучении.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии (рис. 1) исходная структура закаленной стали 12X18H10T состоит из крупных полиэдрических зерен аустенита с неоднородной дислокационной структурой (рис. 1 а). В зернах наблюдаются как единичные дислокации, так и слабо выраженные ячеистые структуры, двойники отжига и сплетения дислокаций. Встречаются также отдельные не растворившиеся при нагреве под закалку частицы карбидов и неметаллические включения. Данные электронно-микроскопического дифракционного и рентгеноструктурного фазового анализа свидетельствуют о наличии в металлической основе 100 % γ -фазы (аустенита) без δ -феррита и мар-

тенсита деформации. Микротвердость электрополированной поверхности исходной недеформированной стали составляет $HV_{0,025}=220$.

В результате проведения фрикционной обработки на поверхности аустенитной стали возникает 65 об. % α' -мартенсита деформации, а микротвердость возрастает до $HV_{0,025}=690$ (рис. 2). Просвечивающая электронная микроскопия выявляет в тонком поверхностном слое аустенитной стали после фрикционной обработки нанокристаллические (с размерами кристаллитов менее 100 нм) и субмикрокристаллические (с размерами кристаллитов более 100 нм) мартенситно-аустенитные структуры (рис. 1 б–г). Формирование при фрикционной обработке таких высокодисперсных структур с преимущественно большеугловыми разориентировками происходит в условиях реализации деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -мартенситного превращения и деформации металла с ГЦК и ОЦК-кристаллическими решетками по схеме «сдвиг + поворот», когда наряду с трансляционными модами действуют также поворотные (ротационные) моды деформации [10; 15].

На рис. 2 приведены результаты рентгеновского фазового анализа и измерений микротвердости на поверхности фрикционно-упрочненной аустенитной стали 12X18H10T, подвергнутой вакуумным нагревам продолжительностью 2 ч при последовательном повышении температуры через 50 °С в диапазоне 100–750 °С.

На поверхности стали, упрочненной фрикционной обработкой, при нагреве до 450 °С фазовый состав почти не изменяется (см. рис. 2): в структуре содержится ~60–65 об. % α' -фазы. При дальнейшем увеличении температуры нагрева вследствие обратного $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращения количества мартенсита деформации на поверхности постепенно снижается вплоть до 0 об. % при $T \geq 650$ °С. Из рис. 2 следует также, что при нагреве до 300 °С сохраняется уровень твердости $HV_{0,025}=690$ –710, близкий к микротвердости образца после фрикционной обработки. Повышение температуры нагрева более 300 °С приводит к непрерывному росту микротвердости деформированной поверхности стали с достижением максимального уровня $HV_{0,025}=900$ при температуре 450 °С. При дальнейшем увеличении температуры термического воздействия до 750 °С микротвердость на поверхности деформированного образца постепенно снижается до $HV_{0,025}=480$.

На основании рассмотренных результатов для метастабильной аустенитной стали 12X18H10T можно предложить два вида комбинированных деформационно-термических обработок, которые включают фрикционную обработку с последующим отжигом при температурах 450 и 650 °С (отмечены пунктирными линиями на рис. 2).

Первая комбинированная фрикционно-термическая обработка с нагревом наноструктурированного слоя до 450 °С сопровождается сохранением в структуре 60 об. % α' -мартенсита деформации и повышением микротвердости до $HV_{0,025}=900$, т. е. практически до уровня микротвердости закаленных средне- и высокоуглеродистых мартенситных сталей. Столь существенное (на 200 ед. HV) упрочнение аустенитной стали при нагреве до 450 °С может быть обусловлено выделением из мартенсита деформации дисперсных карбидов $M_{23}C_6$, расслоением мартенсита на обедненные и обогащенные хромом зоны [23]

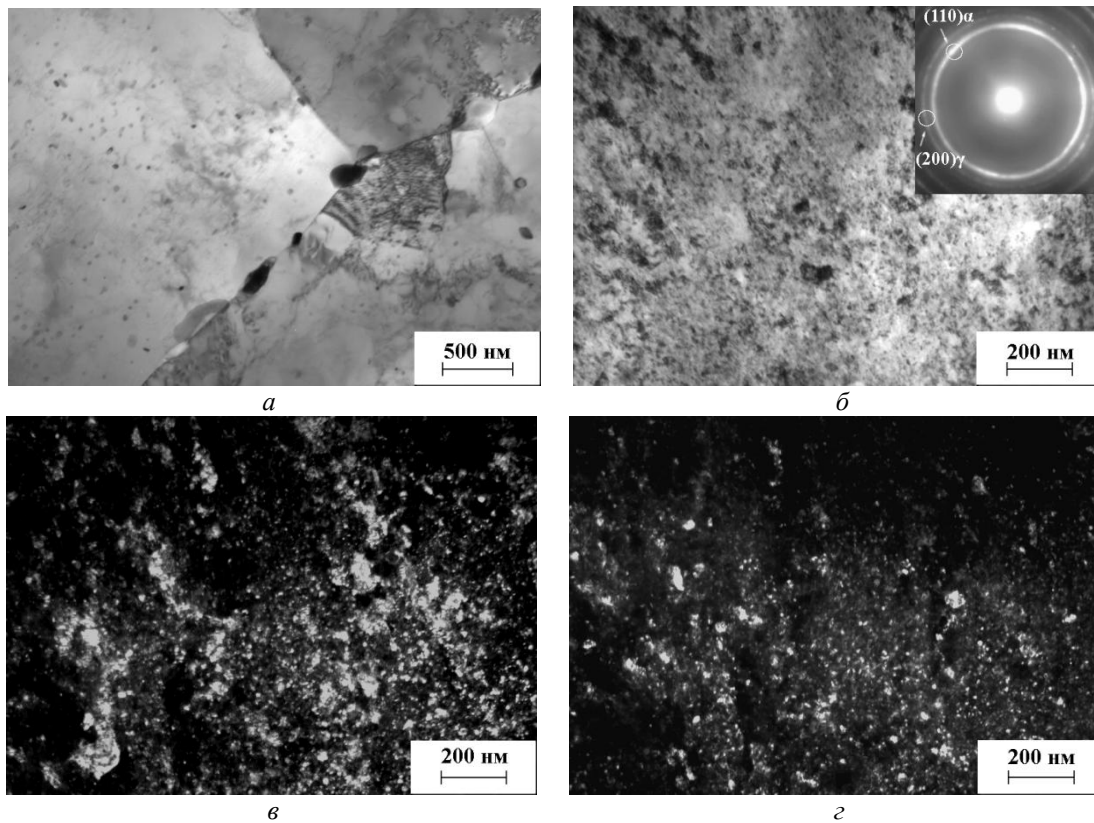


Рис. 1. Структура поверхностного слоя стали 12X18H10T в исходном закаленном состоянии (а) и после фрикционной обработки (б–г):
 а – светлопольное изображение; б – светлопольное изображение и микродифракция;
 в – темнопольное изображение в рефлексе (110)α; г – темнопольное изображение в рефлексе (200)γ

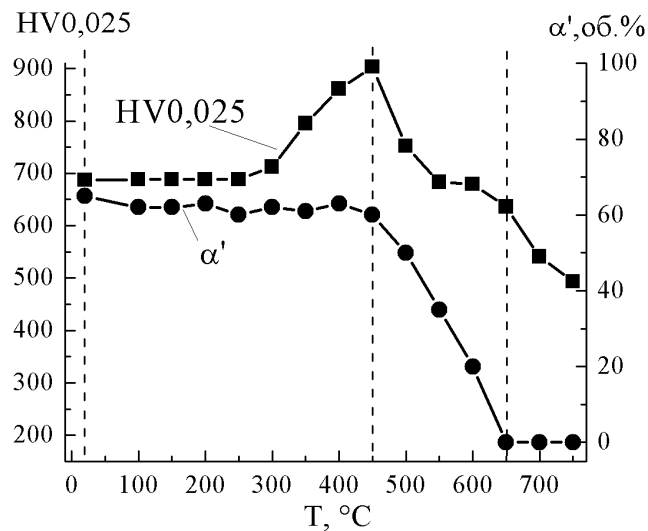


Рис. 2. Влияние температуры нагрева T (выдержка 2 ч) на содержание мартенсита деформации α' в структуре и микротвердость $HV\ 0,025$ на поверхности аустенитной стали 12X18H10T, подвергнутой фрикционной обработке

и деформационным старением α' -мартенсита с закреплением дислокаций примесными атомами. Наличие рефлекса от карбида $Cr_{23}C_6$ на микродифракции структуры стали после фрикционной обработки и двухчасовой выдержки при 450 °C (рис. 3 а) и наноразмерных карбидов $Cr_{23}C_6$ на соответствующем темнопольном изображении (рис. 3 б) экспериментально подтверждает первый из

названных важнейших факторов упрочнения при старении деформированной метастабильной аустенитной стали 12X18H9T. Наличие мартенсита деформации в структуре метастабильных хромоникелевых сталей ускоряет процессы выделения карбидов при старении [24].

Рис. 3 в, 3 г показывают, что упрочнение поверхностного слоя стали 12X18H10T при старении мартенсита

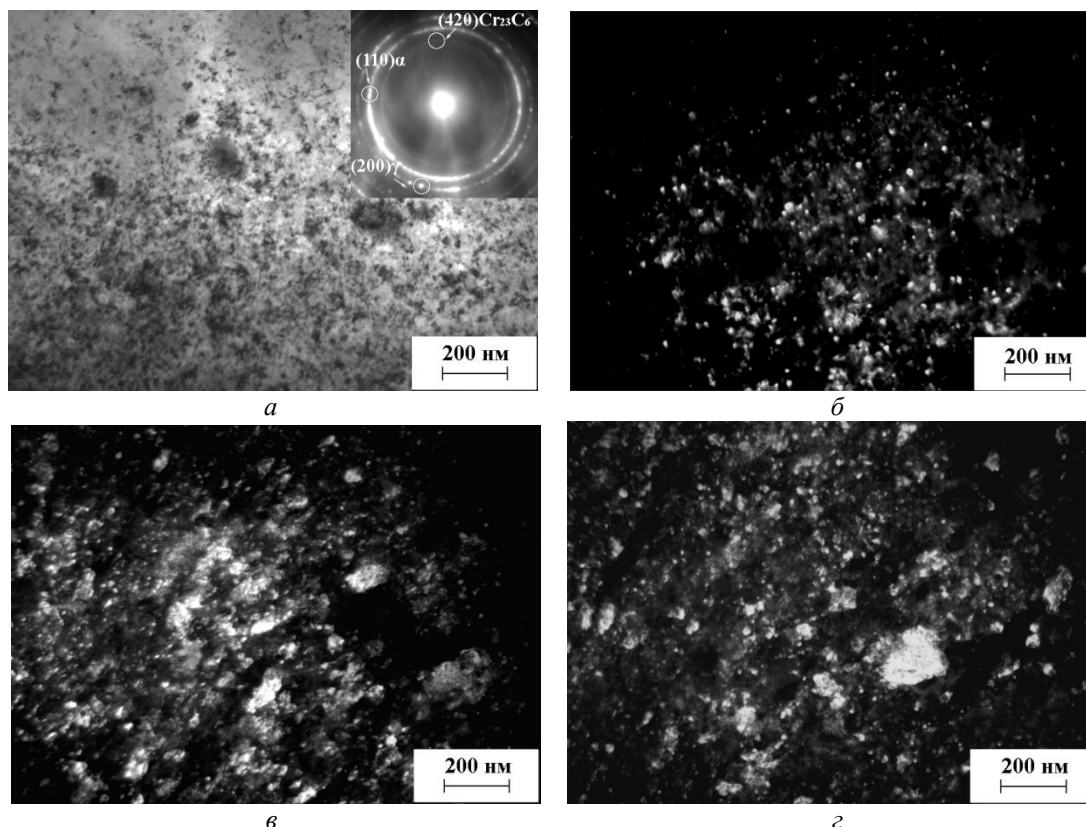


Рис. 3. Структура поверхностного слоя стали 12X18H10T после фрикционной обработки и последующего отжига при 450 °С (2 ч):

а – светлопольное изображение и микродифракция; б – темнопольное изображение в рефлексе (420)Cr₂₃C₆; в – темнопольное изображение в рефлексе (110)α; г – темнопольное изображение в рефлексе (200)γ

деформации развивается на фоне сохранения при нагреве до 450 °С высокой дисперсности α'- и γ-фаз, которые имеют субмикро- и нанокристаллическое строение. Это согласуется с данными работы [25], свидетельствующими о высокой стабильности при нагреве до 500 °С размера зерна в нанокристаллическом слое, сформированном обработкой SMAT в стали AISI 304 и содержащем 86 об. % мартенсита деформации.

Определенным недостатком рассмотренной наноструктурирующей комбинированной обработки с отжигом при 450 °С может стать наличие в поверхностном слое значительного количества мартенсита деформации, который снижает коррозионные свойства нержавеющей стали [1] и придает изделию нежелательные в ряде случаев ферромагнитные свойства.

Указанного недостатка лишена вторая комбинированная фрикционно-термическая обработка с двухчасовым нагревом до температуры 650 °С, вызывающим полное превращение мартенсита деформации в аустенит (см. рис. 2). Температура и продолжительность нагрева, приводящего к полному обратному α'→γ-превращению, зависит от технологии деформационной обработки и химического состава метастабильной аустенитной стали. Так, в холоднодеформированных сталях AISI 304 и 304L с 8,0–8,5 мас. % Ni полностью аустенитная ультрамелкозернистая структура формируется после отжига при 700 °С продолжительностью 60–80 мин [21; 22].

На микродифракции высокодисперсной структуры стали 12X18H10T после комбинированной обработки

с нагревом до 650 °С присутствуют только рефлексы от аустенита и карбида Cr₂₃C₆ (рис. 4 а). Выделившиеся в результате старения при 650 °С частицы карбида хрома в среднем более крупные (рис. 4 б) по сравнению с частицами в поверхностном слое стали, состаренной при 450 °С (см. рис. 3 б). Представленное на рис. 4 в темнопольное изображение структуры аустенита после фрикционной обработки и двухчасовой выдержки при 650 °С свидетельствует о его субмикро- и нанокристаллическом строении. Данный высокодисперсный аустенит, упрочненный карбидами хрома и в значительной степени унаследовавший дефектную структуру мартенсита деформации, имеет твердость HV 0,025=630. Это почти в 3 раза больше твердости крупнокристаллического недеформированного аустенита закаленной стали.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Наноструктурирующая фрикционная обработка аустенитной стали 12X18H10T скользящим индентором из синтетического алмаза в среде аргона приводит к образованию 65 об. % α'-мартенсита деформации и упрочнению поверхности до HV 0,025=690.

Предложены наноструктурирующие комбинированные деформационно-термические обработки, предусматривающие проведение после фрикционной обработки отжига при температурах 450 и 650 °С (выдержка 2 ч). Комбинированная обработка с нагревом до 450 °С обеспечивает сохранение в структуре мартенсита деформации, образовавшегося при фрикционной обработке, и повышение твердости поверхности стали

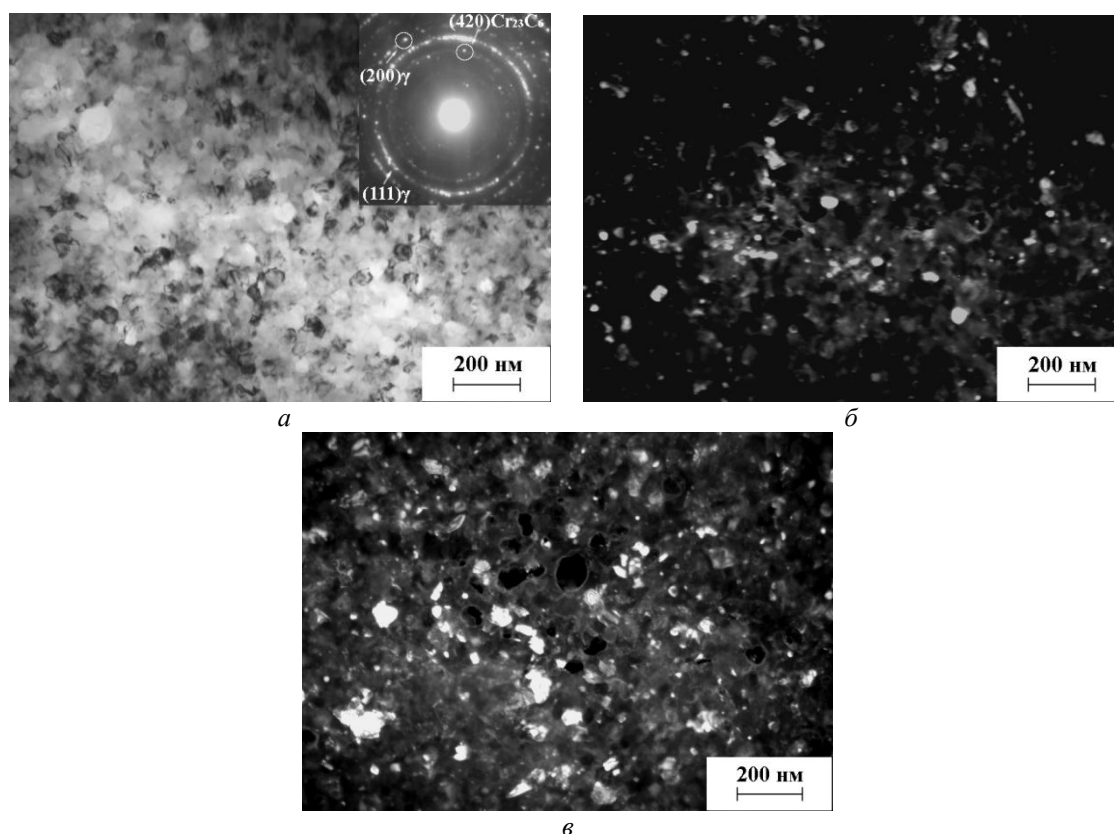


Рис. 4. Структура поверхностного слоя стали 12X18H10T после фрикционной обработки и последующего отжига при 650 °С (2 ч):

а – светлопольное изображение и микродифракция; б – темнопольное изображение в рефлексе (420)Cr₂₃C₆; в – темнопольное изображение в рефлексе (200)γ

до HV 0,025=900 за счет упрочнения нано- и субмикроркристаллических мартенситно-аустенитных структур наноразмерными карбидами Cr₂₃C₆, выделившимися из мартенсита деформации при старении.

При комбинированной обработке, включающей фрикционную обработку и отжиг при 650 °С, в результате прямого деформационного (при фрикционной обработке) γ→α'- и обратного (при нагреве) α'→γ-превращений на поверхности стали формируется аустенитная субмикро- и нанокристаллическая структура с твердостью HV 0,025=630, превышающей почти в 3 раза твердость крупнокристаллического аустенита недеформированной закаленной стали.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Структура» № 01201463331 (проект УрО РАН № 15-9-12-45) и государственного задания ИМАШ УрО РАН по теме № 01201354598 при частичной поддержке РФФИ (проект № 15-08-07947).

Электронно-микроскопическое исследование выполнено в ЦКП «Электронная микроскопия» УрО РАН – отделе электронной микроскопии Испытательного центра нанотехнологий и перспективных материалов ИФМ УрО РАН. Рентгеноструктурный анализ и измерения микротвердости проведены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Balusamy T., Sankara Narayanan T.S.N., Ravichandran K., Song Park II., 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.

2. 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.
3. 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.
4. Lee H., Kim D., Jung J., Pyoun Y., Shin K. Influence of peening on corrosion properties of AISI 304 stainless steel // Corrosion science. 2009. Vol. 51. P. 2826–2830.
5. Mordyuk B.N., Prokopenko G.I. Ultrasonic impact peening for the surface properties' management // Journal of Sound and Vibration. 2007. Vol. 308. P. 855–866.
6. Suyitno, Arifvianto B., Widodo T.D., Mahardika M., Dewo P., Salim U.A. Effect of cold working and sand-blasting on the microhardness, tensile strength and corrosion resistance of AISI 316L stainless steel // International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. 2015. Vol. 19. № 12. P. 1093–1099.
7. 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. P. 82–94.
8. 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.
9. 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.
 10. 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.
 11. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Саврай Р.А., Малыгина И.Ю. Повышение микромеханических свойств и износостойкости хромоникелевого лазерного покрытия финишной фрикционной обработкой // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2015. № 4. С. 60–67.
 12. Бараз В.Р., Федоренко О.Н. Особенности фрикционной обработки сталей пружинного класса // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015. № 11. С. 16–19.
 13. 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. № 2-2. С. 104–111.
 14. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Осинцева А.Л. Способ обработки стальных изделий: патент РФ № 2194773, 2002.
 15. Макаров А.В., Саврай Р.А., Горкунов Э.С., Юровских А.С., Малыгина И.Ю., Давыдова Н.А. Структура, механические характеристики, особенности деформирования и разрушения при статическом и циклическом нагружении закаленной конструкционной стали, подвергнутой комбинированной деформационно-термической наноструктурирующей обработке // *Физическая мезомеханика*. 2014. Т. 17. № 1. С. 5–20.
 16. Рудской А.И., Коджаспиров Г.Е. Ультрамелкозернистые металлические материалы. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2015. 360 с.
 17. Roland T., Reirant D., Lub K., Luc J. Enhanced mechanical behavior of a nanocrystallised stainless steel and its thermal stability // *Materials Science and Engineering A*. 2007. Vol. 445-446. P. 281–288.
 18. Huang J. X., Ye X. N., Gu J. Q., Xu Z. Effect of thermomechanical treatment on microstructure and mechanical properties of AISI 301LN stainless steel // *Ironmaking and steelmaking*. 2012. Vol. 39. № 8. P. 568–573.
 19. Ma Y., Jin J.-E., Lee Y.-K. A repetitive thermo-mechanical process to produce nano-crystalline in a metastable austenitic steel // *Scripta Materialia*. 2005. Vol. 52. P. 1311–1315.
 20. Johannsen D.L., Kyrolainen A., Ferreira P.J. Influence of annealing treatment on the formation of nano/submicron grain size AISI 301 austenitic stainless steels // *Metallurgical and Materials Transactions: A*. 2006. Vol. 37A. P. 2325–2338.
 21. Bakhsheshi-Rad H.R., Haerian B., Najafzadeh A., Idris M.H., Kadir M.R.A., Hamzah E., Daroonparvar M. Cold deformation and heat treatment influence on the microstructures and corrosion behavior of AISI 304 stainless steel // *Canadian metallurgical quarterly*. 2013. Vol. 52. № 4. P. 449–457.
 22. Shirdel M., Mirzadeh H., Parsa M.H. Nano/ultrafine grained austenitic stainless steel through the formation and reversion of deformation-induced martensite: Mechanisms, microstructures, mechanical properties, and TRIP effect // *Materials Characterization*. 2015. Vol. 103. P. 150–161.
 23. Гойхенберг Ю.Н., Заславский А.Я., Мирзаев Д.А., Антоненко И.В., Ульянова Т.Н. Упрочнение нержавеющей стали для изготовления мембран датчиков высоких давлений // *Физика металлов и металловедение*. 1992. № 5. С. 118–123.
 24. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels // *Materials Science and Engineering: R*. 2009. Vol. 65. P. 39–104.
 25. Chen A.Y., Zhang J.B., Song H.W., Lu J. Thermal-induced inverse γ/α' phase transformation in surface nanocrystallization layer of 304 stainless steel // *Surface and Coatings Technology*. 2007. Vol. 201. P. 7462–7466.

REFERENCES

1. Balusamy T., Sankara Narayanan T.S.N., Ravichandran K., Song Park II., 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.
2. 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.
3. 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.
4. Lee H., Kim D., Jung J., Pyoun Y., Shin K. Influence of peening on corrosion properties of AISI 304 stainless steel. *Corrosion science*, 2009, vol. 51, pp. 2826–2830.
5. Mordyuk B.N., Prokopenko G.I. Ultrasonic impact peening for the surface properties' management. *Journal of Sound and Vibration*, 2007, vol. 308, pp. 855–866.
6. Suyitno, Arifvianto B., Widodo T.D., Mahardika M., Dewo P., Salim U.A. Effect of cold working and sand-blasting on the microhardness, tensile strength and corrosion resistance of AISI 316L stainless steel. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2015, vol. 19, no. 12, pp. 1093–1099.
7. 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.
8. Baraz V.P., Kartak B.P., Mineeva O.N. Special features of friction hardening of austenitic steel with unstable γ -phase. *Metal Science and Heat Treatment*, 2011, vol. 52, no. 9-10, pp. 473–475.
9. 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 poktytiya*, 2011, no. 11, pp. 16–26.
10. 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)*, 2015, no. 4, pp. 80–92.
 11. Makarov A.V., Soboleva N.N., Savrai R.A., Malygina I.Yu. The improvement of micromechanical properties and wear resistance of chrome-nickel laser coating using the finishing friction treatment. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2015, no. 4, pp. 60–67.
 12. 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. 11-12, pp. 652–655.
 13. 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 Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2015, no. 2-2, pp. 104–111.
 14. Makarov A.V., Korshunov L.G., Osintseva A.L. *Sposob obrabotki stalnykh izdeliy* [Method of treatment of steelworks], patent RF no. 2194773, 2002.
 15. Makarov A.V., Savrai R.A., Gorkunov E.S., Yurovskikh A.S., Malygina I.Yu., Davydova N.A. Structure, mechanical characteristics, and deformation and fracture features of quenched structural steel under static and cyclic loading after combined strain-heat nanostructuring treatment. *Physical mesomechanics*, 2015, vol. 18, no. 1, pp. 43–57.
 16. Rudskoy A.I., Kodzhaspirov G.E. *Ultramelkozernistye metallicheskie materialy* [Ultrafine-grained metallic materials]. St. Petersburg, Politekhicheskyy universitet Publ., 2015. 360 p.
 17. Roland T., Reirant D., Lub K., Luc J. Enhanced mechanical behavior of a nanocrystallised stainless steel and its thermal stability. *Materials Science and Engineering A*, 2007, vol. 445-446, pp. 281–288.
 18. Huang J. X., Ye X. N., Gu J. Q., Xu Z. Effect of thermomechanical treatment on microstructure and mechanical properties of AISI 301LN stainless steel. *Ironmaking and steelmaking*, 2012, vol. 39, no. 8, pp. 568–573.
 19. Ma Y., Jin J.-E., Lee Y.-K. A repetitive thermomechanical process to produce nano-crystalline in a metastable austenitic steel. *Scripta Materialia*, 2005, vol. 52, pp. 1311–1315.
 20. Johansson D.L., Kyrolainen A., Ferreira P.J. Influence of annealing treatment on the formation of nano/submicron grain size AISI 301 austenitic stainless steels. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2006, vol. 37A, pp. 2325–2338.
 21. Bakhsheshi-Rad H.R., Haerian B., Najafizadeh A., Idris M.H., Kadir M.R. A., Hamzah E., Daroonparvar M. Cold deformation and heat treatment influence on the microstructures and corrosion behavior of AISI 304 stainless steel. *Canadian metallurgical quarterly*, 2013, vol. 52, no. 4, pp. 449–457.
 22. Shirdel M., Mirzadeh H., Parsa M.H. Nano/ultrafine grained austenitic stainless steel through the formation and reversion of deformation-induced martensite: Mechanisms, microstructures, mechanical properties, and TRIP effect, *Materials Characterization*, 2015, vol. 103, pp. 150–161.
 23. Gokhnenberg Yu.N., Zaslavskiy A.Ya., Mirzaev D.A., Antonenko I.V., Ul'yanova T.N. Strengthening stainless steel for membranes of high-pressure sensors. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1992, no. 5, pp. 118–123.
 24. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering: R*, 2009, vol. 65, pp. 39–104.
 25. Chen A.Y., Zhang J.B., Song H.W., Lu J. Thermal-induced inverse γ/α' phase transformation in surface nanocrystallization layer of 304 stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 2007, vol. 201, pp. 7462–7466.

**NANOSTRUCTURING COMBINED FRICTIONAL-THERMAL TREATMENT
OF 12KH18N10T AUSTENIC STEEL**

© 2016

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, Ekaterinburg (Russia)

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

P.A. Skorynina, postgraduate student

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

E.G. Volkova, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher

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

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

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

Keywords: austenitic stainless steel; frictional treatment; nanocrystalline structure; strain-induced martensite; strain-heat treatment.

Abstract: Corrosion-resistant austenitic chromium-nickel steels have low strength properties that cannot be improved using thermal treatment. The application of frictional treatment as the finishing operation allows providing the increased wear resistance, effective strain hardening and high quality of work surface of 2Kh18N10T steel. During operation and processing, the austenitic steel parts could be subjected to heating. In this paper, the authors used the methods of transmission electronic microscopy, X-ray diffraction analysis, and microhardness testing to study the influence of heating in the temperature range of 100–750 °C on the structural-phase state and microhardness of 2Kh18N10T steel subjected to frictional treatment and to consider the possibilities of hardening of metastable austenitic steel using combined frictional thermal treatment. It is determined, that during frictional treatment, 65 vol. % of strain-induced α' -martensite appears in the steel surface layer and the microhardness increases up to HV 0,025=690. Two-hour annealing at 450 °C ensures the retention of 65 vol. % of α' -phase in the structure and the additional increase of surface hardness up to HV 0,025=900 due to nanoscale Cr₂₃C₆ carbides precipitation, and their application for hardening of nano- and sub-microcrystalline martensite-austenitic structures formed in surface layer after the frictional treatment. In the result of heating up to 650 °C, the austenitic submicro- and nanocrystalline structure with HV 0,025=630 hardness exceeding the initial hardness of austenitic steel in hardened condition by about three times appears on the steel surface. Based on the results obtained, the authors proposed two regimes of nanostructuring combined strain-heat treatment, which involve frictional treatment and further annealings at the temperatures of 450 and 650 °C.