

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.15-194.56:621.787

### МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ

© 2021 г. Р. А. Саврай<sup>а</sup>, \*, Ю. М. Колобылин<sup>а</sup>, Е. Г. Волкова<sup>б</sup>

<sup>а</sup>Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049 Россия

<sup>б</sup>Институт физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

\*e-mail: ras@imach.uran.ru

Поступила в редакцию 13.01.2021 г.

После доработки 07.04.2021 г.

Принята к публикации 13.04.2021 г.

Исследовано влияние фрикционной обработки скользящим индентором на микромеханические характеристики коррозионно-стойкой хромоникелевой (в мас. %: 16.80Cr; 8.44Ni) аустенитной стали. По данным инструментированного микроиндентирования, которое проводили на поверхности стали и на различной глубине от поверхности, установлено, что характер распределения максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора  $h_{\max}$  и  $h_p$ , твердости по Мартенсу  $HM$ , твердости вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$ , работы обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$ , общей механической работы вдавливания  $W_t$ , упругого восстановления  $R_e$ , отношения твердости вдавливания к контактному модулю упругости  $H_{IT}/E^*$ , степенного отношения  $H_{IT}^3/E^{*2}$  и показателя пластичности  $\delta_A$  по глубине градиентного упрочненного слоя приблизительно следует экспоненциальному закону. При этом поверхность стали характеризуется наибольшими значениями  $HM$ ,  $H_{IT}$ ,  $W_e$ ,  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$ ,  $H_{IT}^3/E^{*2}$  и наименьшими значениями  $h_{\max}$ ,  $h_p$ ,  $W_t$ ,  $\delta_A$ . Контактный модуль упругости  $E^*$  стали после фрикционной обработки вырос, однако наблюдается немонотонное распределение величины  $E^*$  по глубине упрочненного слоя. Это обусловлено формированием различных дислокационных структур на поверхности стали и в нижележащих слоях. По результатам индентирования также установлено, что после фрикционной обработки повышенным сопротивлением механическому контактному воздействию обладает как поверхность стали, так и упрочненный слой глубиной до 500 мкм.

**Ключевые слова:** коррозионно-стойкая аустенитная сталь, фрикционная обработка, структура, микроиндентирование

**DOI:** 10.31857/S001532302108012X

#### ВВЕДЕНИЕ

Фрикционная обработка скользящим индентором является эффективным способом формирования градиентного упрочненного слоя на поверхности металлических материалов [1–8], в том числе коррозионно-стойких аустенитных сталей [8–12]. К основным научно-технологическим аспектам фрикционной обработки относятся: 1) неомогенная деформация сдвигом с наличием резкого градиента [2, 13]. Именно сдвиговая компонента деформации вносит определяющий вклад в накопление пластической деформации (и соответственно в деформационное упрочнение металла) при контактном фрикционном воздействии [1, 14]; 2) обоснованный выбор материала индентора, который должен исключать адгезионное

схватывание и разрушение поверхности, обеспечивая при этом достаточно высокий коэффициент трения для накопления деформации [2]. В качестве материала индентора могут быть использованы такие сверхтвердые материалы, как твердый сплав, природный и синтетический алмаз, плотный нитрид бора [15]. При фрикционной обработке аустенитных нержавеющей сталей наиболее эффективно использование индентора из синтетического алмаза [16]; 3) использование безокислительной среды обработки (например, инертных газов), которая обеспечивает накопление максимальных степеней пластической деформации в возможно более толстом поверхностном слое [2]. Деформационная поверхностная обработка в окислительной среде воздуха может приводить к шелушению

и отслаиванию упрочненного слоя, а также к его ускоренному разрушению при последующем контактом нагружении [17]. Это обусловлено охрупчиванием поверхностных слоев из-за механохимического взаимодействия металла с кислородом воздуха. Кроме того, важными параметрами фрикционной обработки также являются нормальная нагрузка на индентор и кратность деформирующего воздействия индентора на обрабатываемую поверхность [2, 18].

Упрочненный поверхностный слой должен выдерживать максимальные контактные нагрузки в заданных условиях нагружения. Для оценки способности упрочненных поверхностных слоев выдерживать контактные нагрузки и сопротивляться механическому контактному воздействию в процессе эксплуатации целесообразно использование метода микроиндентирования [3, 15, 19–21]. Поскольку слои, формируемые фрикционной обработкой, градиентны, то по мере удаления от поверхности, свойства материала будут изменяться. Поэтому актуальной задачей является определение характеристик индентирования не только на поверхности упрочненной стали, но и на различной глубине от поверхности.

Цель настоящей работы – исследование микромеханических характеристик поверхностного слоя аустенитной стали AISI 321, подвергнутой фрикционной обработке скользящим индентором.

## МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследовали коррозионностойкую аустенитную сталь AISI 321 промышленной плавки состава (мас. %): 0.05C; 16.80Cr; 8.44Ni; 0.33Ti; 1.15Mn; 0.67Si; 0.26Mo; 0.13Co; 0.03Nb; 0.31Cu; 0.036P; 0.005S; остальное Fe. В состоянии поставки сталь представляла собой прокатанный лист толщиной 10 мм. Образцы для фрикционной обработки изготавливали в виде пластин размерами 70 × 40 мм. Термическую обработку (закалку) подготовленных образцов из стали AISI 321 проводили по следующему режиму: нагрев до температуры 1100°C, выдержка при этой температуре в течение 40 мин, охлаждение в воде. Поверхность образцов подвергали механическому шлифованию и электролитическому полированию.

Фрикционную обработку поверхности образцов осуществляли в безокислительной среде аргона с обдувом путем прямолинейного скольжения сферического индентора из синтетического алмаза с радиусом сферы 3 мм, при нагрузке  $P = 294$  Н и средней скорости скольжения  $V = 0.01$  м/с. После каждого хода индентора происходила смена направления движения на противоположное с поперечным смещением  $d = 0.02$  мм [9].

**Таблица 1.** Объемная доля  $\alpha$ -фазы  $V_\alpha$  на различной глубине от поверхности  $h$  в поверхностном слое стали AISI 321 после фрикционной обработки

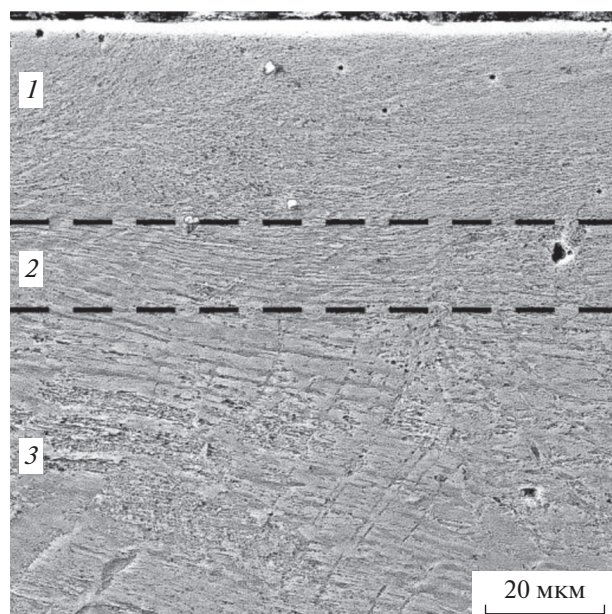
$h$ , мкм	$V_\alpha$ , об. %
0	100
21	100
51	88
89	53
96	26
105	14
125	10
240	0

Структуру стали после фрикционной обработки изучали с применением сканирующего электронного микроскопа Tescan VEGA II XMU. Исследование тонкой структуры осуществляли методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEOL JEM-200CX. Изображения тонкой структуры получали с использованием метода тонких фольг. Рентгеноструктурный фазовый анализ выполняли на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в  $\text{CuK}\alpha$ -излучении.

Инструментированное микроиндентирование с записью диаграммы нагружения проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XUm с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN-HCU при максимальной нагрузке  $P = 0.245$  Н, времени нагружения 5 с, выдержке при нагрузке 20 с и времени разгрузки 5 с согласно стандарту ISO 14577 [22]. На основе измеряемых при индентировании характеристик рассчитывали следующие параметры: отношение твердости вдавливания к контактному модулю упругости  $H_{IT}/E^*$  [23], упругое восстановление  $R_e = ((h_{\max} - h_p)/h_{\max}) \times 100\%$  [24, 25], степенное отношение  $H_{IT}^3/E^{*2}$  [26] и показатель пластичности  $\delta_A = 1 - (W_e/W_t)$  [27], характеризующие способность материала сопротивляться упруго-пластическому деформированию.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура закаленной стали AISI 321 перед фрикционной обработкой является полностью аустенитной с отдельными включениями карбида титана TiC [9, 10, 28]. Фрикционная обработка приводит к формированию 100%-ного мартенсита деформации на поверхности стали, что подтверждается результатами рентгеноструктурного анализа (табл. 1). Структура поверхностного слоя стали AISI 321 после фрикционной об-



**Рис. 1.** Структура поверхностного слоя стали AISI 321 (электронная сканирующая микроскопия) после фрикционной обработки: 1 – слой с сильно диспергированной мартенситной структурой; 2 – деформированный слой с преимущественно мартенситной структурой; 3 – деформированный слой с аустенитно-мартенситной структурой.

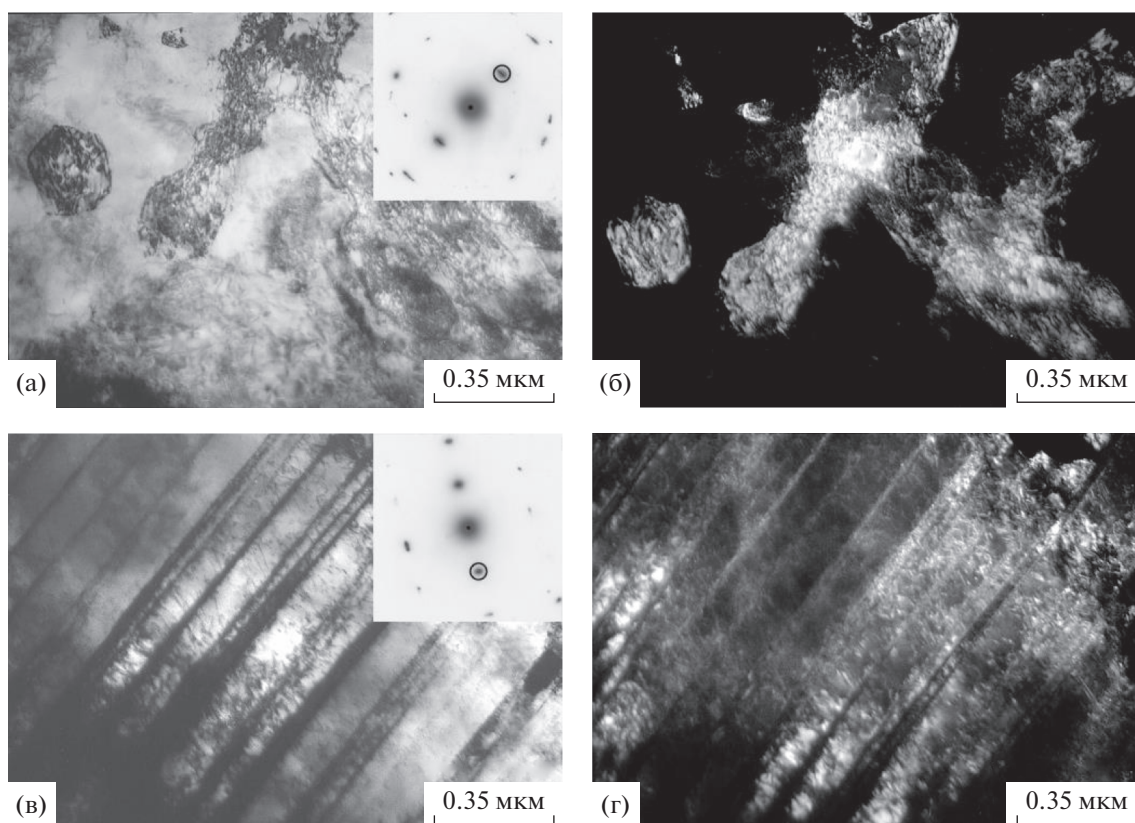
работки представлена на рис. 1, из которого видно, что на глубине до 25–35 мкм возникает относительно однородная дисперсная структура (см. рис. 1, слой 1), а на глубине от 25–35 до 40–50 мкм наблюдается деформированная структура с вытянутыми кристаллами (см. рис. 1, слой 2). На глубине более 50 мкм наблюдается структура деформированного аустенита с образованием мартенсита деформации в пределах исходных аустенитных зерен (см. рис. 1, слой 3). При этом мартенсит деформации в поверхностном слое стали, подвергнутой фрикционной обработке, наблюдается на глубине до 240 мкм (см. табл. 1). Микротвердость поверхности стали после фрикционной обработки составила  $780 \pm 30 \text{ HV}_{0,025}$  при общей глубине упрочненного слоя около 500 мкм [9].

Данные просвечивающей электронной микроскопии показывают, что на глубине до 25–35 мкм структура преимущественно субмикроструктурная с размером кристаллитов  $\alpha$ -фазы менее 500 нм (рис. 2а, 2б). Кроме вытянутых субзерен, присутствуют сформировавшиеся отдельные зерна с формой, приближенной к округлой. Расчет среднего размера зерна  $\alpha$ -фазы дает величину  $d_\alpha = 180 \pm 10 \text{ нм}$  (см. рис. 2б). На представленной микроэлектроннограмме видно, что рефлексы растягиваются по окружности (см. рис. 2а), а на темнопольном изображении светятся достаточно

протяженные участки (см. рис. 2б). Это свидетельствует о начале формирования смешанной структуры, образованной ячейками и микрокристаллитами с высокоугловыми границами [29], однако доля высокоугловых границ еще невелика. Отметим, что деформированная структура с вытянутыми мартенситными кристаллами, которая наблюдается на глубине от 25–35 до 40–50 мкм, характеризуется высокой плотностью дислокаций, равномерно распределенных в объеме материала (см. рис. 2в, 2г). Следует также подчеркнуть, что с помощью фрикционной обработки в поверхностном слое метастабильных аустенитных сталей может быть сформирована как субмикроструктурная, так и нанокристаллическая структура, причем формирование последней может быть достигнуто, например, путем увеличения кратности деформирующего воздействия индентора на обрабатываемую поверхность [18]. Однако в этом случае может происходить снижение качества поверхности, что необходимо учитывать при выборе параметров фрикционной обработки.

На рис. 3 представлены данные инструментального микроиндентирования, которые показывают характеристики индентирования на различной глубине от поверхности стали AISI 321 после фрикционной обработки. Из рис. 3 видно, что поверхность стали AISI 321 после фрикционной обработки характеризуется наименьшими значениями максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора  $h_{\max}$  и  $h_p$ , общей механической работы вдавливания  $W_t$ , и наибольшими значениями твердости по Мартенсу  $HM$  и твердости вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$ , работы обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$ . Подобное изменение измеряемых при индентировании характеристик  $h_{\max}$ ,  $h_p$ ,  $HM$ ,  $H_{IT}$ ,  $W_e$  и  $W_t$  обусловлено упрочнением материала [4, 9, 10, 21]. Результаты анализа распределения этих характеристик по глубине упрочненного слоя свидетельствуют о том, что характер их распределения  $h_{\max}$ ,  $h_p$ ,  $HM$ ,  $H_{IT}$ ,  $W_e$  и  $W_t$  (см. рис. 3а–3е) приблизительно следует экспоненциальному закону и соответствует расчетному распределению накопленной деформации в поверхностном слое отожженной стали Ст3 после фрикционной обработки скользящим цилиндрическим индентором [1, 14].

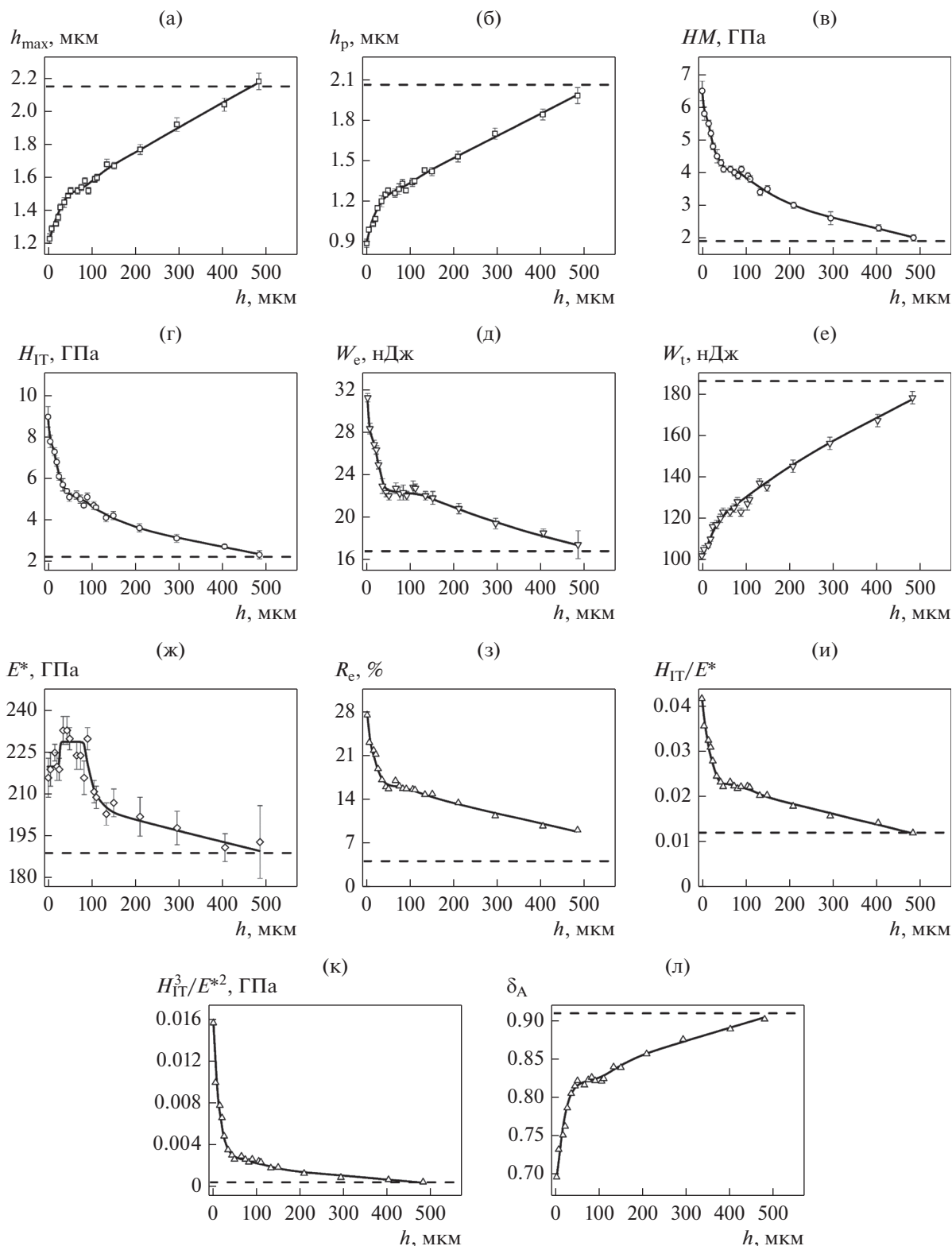
Фрикционная обработка привела также к росту контактного модуля упругости  $E^*$  стали AISI 321, однако наблюдается немонокотное распределение величины  $E^*$  по глубине упрочненного слоя (см. рис. 3ж). В частности, на глубине до 35 мкм средние значения контактного модуля упругости составили  $E^* = 220 \text{ ГПа}$ , на глубине от



**Рис. 2.** Микроструктура стали AISI 321 (просвечивающая электронная микроскопия) после фрикционной обработки на глубине 1–5 мкм (а, б) и на глубине 40 мкм (в, г): а, в – светлопольные изображения с соответствующими микроэлектроннограммами; б, г – темнопольные изображения в рефлексах (110) $\alpha$  (обозначены окружностями на микроэлектроннограммах на рис. а, в).

35 до 90–100 мкм,  $E^* = 229$  ГПа, на глубине более 100 мкм наблюдается непрерывное снижение величины  $E^*$  до значения, характерного для стали в закаленном состоянии (см. рис. 3ж). Это обусловлено формированием различной структуры по глубине упрочненного слоя (см. рис. 1, 2). В частности, рост модуля упругости поверхности упрочненной стали обусловлен формированием ячеистой дислокационной структуры (см. рис. 2а, 2б) [30]. Согласно модели Мотта, дислокации могут изгибаться в своих плоскостях скольжения, создавая дополнительную упругую деформацию и, следовательно, уменьшать модуль упругости. Это справедливо в тех случаях, когда плотность дислокаций невелика, и они могут свободно двигаться. Если дислокации закреплены (например, дислокации, находящиеся в стенках ячеек при формировании ячеистой структуры), то они уже не могут создавать дополнительную упругую деформацию. В этом случае дислокации будут повышать модуль упругости материала [30–33].

Контактный модуль упругости  $E^*$  на глубине от 35 до 90–100 мкм, где сформировалась мартенситная структура (см. рис. 1, слой 2; рис. 2в, 2г), переходящая в аустенитно-мартенситную структуру (см. рис. 1, слой 3), выше, чем на поверхности стали. Причиной этого является пониженная плотность дислокаций внутри ячеек (см. рис. 2а), что частично компенсирует рост величины  $E^*$ , обусловленный влиянием дислокаций, находящихся в стенках ячеек [30]. Между тем, как было отмечено выше, деформированная структура с вытянутыми мартенситными кристаллами характеризуется высокой плотностью дислокаций, которые равномерно распределены в объеме материала, что приводит к ограничению их подвижности. Кроме того, границы дисперсных мартенситных кристаллов (см. рис. 2в, 2г) также эффективно тормозят движение дислокаций. Это и обуславливает более высокие значения  $E^*$  по сравнению с модулем упругости поверхности стали (см. рис. 3ж). По-видимому, высокая плотность дислокаций сохраняется на глубине до 90–100 мкм, когда в структуре



**Рис. 3.** Распределение максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора  $h_{\max}$  (а) и  $h_p$  (б), твердости по Мартенсу  $HM$  (в), твердости вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$  (г), работы обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$  (д), общей механической работы вдавливания  $W_t$  (е), контактного модуля упругости  $E^*$  (ж), упругого восстановления  $R_e$  (з), отношения твердости вдавливания к контактному модулю упругости  $H_{IT}/E^*$  (и), степенного отношения  $H_{IT}^3/E^{*2}$  (к) и показателя пластичности  $\delta_A$  (л) по глубине  $h$  упрочненного слоя стали AISI 321 после фрикционной обработки. Штриховой линией обозначены характеристики стали в закаленном состоянии.

стали присутствует достаточно большое количество мартенсита деформации (см. табл. 1).

Фрикционная обработка повышает сопротивление поверхности стали AISI 321 упруго-пластическому деформированию, о чем свидетельствует рост параметров  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$ . При этом характер распределения указанных параметров также приблизительно следует экспоненциальному закону, и их повышенные значения сохраняются по всей глубине упрочненного слоя (см. рис. 3з–3к). Показатель пластичности  $\delta_A$  после фрикционной обработки, напротив, снизился, и его пониженные значения сохраняются по всей глубине упрочненного слоя (см. рис. 3л). Таким образом, в результате фрикционной обработки можно ожидать повышения сопротивления механическому контакту воздействию как поверхности стали AISI 321, так и упрочненного слоя глубиной до 500 мкм.

Следует также отметить, что параметры  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  являются наиболее информативными с точки зрения оценки износостойкости материала. Сопоставление полученных результатов с имеющимися данными о трибологических свойствах поверхностно-упрочненных хромоникелевых аустенитных сталей показало, что достижение таких значений характеристик микроиндентирования приводит к росту износостойкости. В частности, сталь 12X18H10T после фрикционной обработки, имеющая близкие значения  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$ , характеризуется существенным снижением интенсивности изнашивания и коэффициента трения в условиях сухого трения скольжения. Это обусловлено ограничением развития на упрочненной поверхности процессов схватывания и переходом к изнашиванию по механизму пластического оттеснения [11].

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние фрикционной обработки скользящим индентором на микромеханические характеристики коррозионностойкой аустенитной стали AISI 321. По данным инструментированного микроиндентирования установлено, что характер распределения максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора  $h_{max}$  и  $h_p$ , твердости по Мартенсу  $HM$ , твердости вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$ , работы обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$ , общей механической работы вдавливания  $W_t$ , упругого восстановления  $R_e$ , отношения твердости вдавливания к контактному модулю упругости  $H_{IT}/E^*$ , степенного отношения  $H_{IT}^3/E^{*2}$  и показателя

пластичности  $\delta_A$  по глубине градиентного упрочненного слоя приблизительно следует экспоненциальному закону. При этом поверхность стали характеризуется наибольшими значениями  $HM$ ,  $H_{IT}$ ,  $W_e$ ,  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$ ,  $H_{IT}^3/E^{*2}$ , и наименьшими значениями  $h_{max}$ ,  $h_p$ ,  $W_t$ ,  $\delta_A$ . Фрикционная обработка также привела к росту контактного модуля упругости  $E^*$  стали AISI 321, однако наблюдается немонокотное распределение величины  $E^*$  по глубине упрочненного слоя. Это обусловлено формированием различных дислокационных структур на поверхности стали и в нижележащих слоях.

Результаты инструментированного микроиндентирования также свидетельствуют, что после фрикционной обработки повышенным сопротивлением механическому контакту воздействию обладает как поверхность стали AISI 321, так и упрочненный слой глубиной до 500 мкм.

Работа выполнена в рамках государственных заданий ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790148-1 и ИФМ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020190116-6 в части исследованных материалов и способов их обработки, и при поддержке гранта РФФИ № 20-58-00057 Бел\_а в части методики исследования микромеханических характеристик модифицированных поверхностных слоев. Электронная сканирующая микроскопия и инструментированное микроиндентирование выполнены в ЦКП “Пластометрия” ИМАШ УрО РАН. Просвечивающая электронная микроскопия выполнена в отделе электронной микроскопии ЦКП “Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов” ИФМ УрО РАН.

Авторы выражают благодарность А.Л. Осинцевой за участие в экспериментальных исследованиях.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Makarov A.V., Savrai R.A., Pozdejeva N.A., Smirnov S.V., Vichuzhanin D.I., Korshunov L.G., Malygina I.Yu. Effect of hardening friction treatment with hard-alloy indenter on microstructure, mechanical properties, and deformation and fracture features of constructional steel under static and cyclic tension // Surf. Coat. Technol. 2010. V. 205. № 3. P. 841–852. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.08.025>
2. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Металлофизические основы наноструктурирующей фрикционной обработки сталей // ФММ. 2019. Т. 120. № 3. С. 327–336.
3. Макаров А.В., Поздеева Н.А., Саврай Р.А., Юровских А.С., Малыгина И.Ю. Повышение износостойкости закаленной конструкционной стали наноструктурирующей фрикционной обработкой // Трение и износ. 2012. Т. 33. № 6. С. 444–455.

4. *Savrai R.A., Makarov A.V., Malygina I.Yu., Volkova E.G.* Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part I: microstructure and surface properties // *Mater. Sci. Eng. A*. 2018. V. 734. P. 506–512. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.07.099>
5. *Deng S.Q., Godfrey A., Liu W., Zhang C.L.* Microstructural evolution of pure copper subjected to friction sliding deformation at room temperature // *Mater. Sci. Eng. A*. 2015. V. 639. P. 448–455. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.017>
6. *Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Саврай Р.А., Давыдова Н.А., Малыгина И.Ю., Черненко Н.Л.* Влияние длительного нагрева на термическое разупрочнение, химический состав и эволюцию нанокристаллической структуры, сформированной в закаленной высокоуглеродистой стали при фрикционной обработке // *ФММ*. 2014. Т. 115. № 3. С. 324–336.
7. *Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Выходец В.Б., Куренных Т.Е., Саврай Р.А.* Влияние упрочняющей фрикционной обработки на химический состав, структуру и трибологические свойства высокоуглеродистой стали // *ФММ*. 2010. Т. 110. № 5. С. 530–544.
8. *Макаров А.В., Саврай Р.А., Скорынина П.А., Волкова Е.Г.* Развитие методов поверхностного деформационного наноструктурирования сталей // *МиТОМ*. 2020. № 1(775). С. 62–69.
9. *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 // *Mater. Sci. Eng. A*. 2021. V. 802. Art. 140679. P. 1–10.
10. *Savrai R.A., Makarov A.V., Malygina I.Yu., Rogovaya S.A., Osintseva A.L.* Improving the strength of the AISI 321 austenitic stainless steel by frictional treatment [Digital resource] // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2017. № 5. P. 43–62. [http://dream-journal.org/issues/2017-5/2017-5\\_149.html](http://dream-journal.org/issues/2017-5/2017-5_149.html).
11. *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 (69). С. 80–92.
12. *Наркевич Н.А., Шулепов И.А., Миронов Ю.П.* Структура, механические и триботехнические свойства аустенитной азотистой стали после фрикционной обработки // *ФММ*. 2017. Т. 118. № 4. С. 421–428.
13. *Li J.G., Utemoto M., Todaka Y., Tsuchiya K.* Role of strain gradient on the formation of nanocrystalline structure produced by severe plastic deformation // *J. Alloys Compd*. 2007. V. 434–435. P. 290–293. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.08.167>
14. *Вичужанин Д.И., Макаров А.В., Смирнов С.В., Поздеева Н.А., Малыгина И.Ю.* Напряженно-деформированное состояние и поврежденность при фрикционной упрочняющей обработке плоской стальной поверхности скользящим цилиндрическим индентором // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. 2011. № 6. С. 61–69.
15. *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.
16. *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 Conf. Proc*. 2016. V. 1785. Art. 040035. 4 p. <https://doi.org/10.1063/1.4967092>
17. *Savrai R.A., Makarov A.V.* Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part II: mechanical properties // *Mater. Sci. Eng. A*. 2018. V. 734. P. 513–518.
18. *Макаров А.В., Скорынина П.А., Юровских А.С., Осинцева А.Л.* Влияние технологических условий наноструктурирующей фрикционной обработки на структурно-фазовое состояние и упрочнение метастабильной аустенитной стали // *ФММ*. 2017. Т. 118. № 12. С. 1300–1311.
19. *Пугачева Н.Б., Быкова Т.М., Трушина Е.Б.* Влияние состава стали-основы на структуру и свойства диффузионных боридных покрытий // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2013. № 4. С. 3–7.
20. *Пугачева Н.Б., Трушина Е.Б., Быкова Т.М.* Исследование трибологических свойств боридов железа в составе диффузионных покрытий // *Трение и износ*. 2014. Т. 35. № 6. С. 643–654.
21. *Саврай Р.А., Скорынина П.А., Макаров А.В., Осинцева А.Л.* Влияние жидкостной цементации при пониженной температуре на микромеханические характеристики метастабильной аустенитной стали // *ФММ*. 2020. Т. 121. № 10. С. 1109–1115.
22. ГОСТ Р 8.748-2011 (ИСО 14577-1:2002) Государственная система обеспечения единства измерений (ГСИ). Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. Часть 1. Метод испытаний.
23. *Cheng Y.T., Cheng C.M.* Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // *Appl. Phys. Lett*. 1998. V. 73. № 5. P. 614–618.
24. *Page T.F., Hainsworth S.V.* Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique // *Surf. Coat. Technol*. 1993. V. 61. № 1–3. P. 201–208.
25. *Petrzhik M.I., Levashov E.A.* Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing // *Crystallography Reports*. 2007. V. 52. № 6. P. 966–974.
26. *Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J.* Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // *Surf. Coat. Technol*. 2003. V. 174–175. P. 725–731.
27. *Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Гончарова И.В.* Характеристика пластичности, определяемая мето-

- дом индентирования // Вопросы атомной науки и техники. 2011. № 4. С. 182–187.
28. *Саврай Р.А., Скорынина П.А., Макаров А.В., Осинцева А.Л.* Особенности структуры и свойства поверхности метастабильной аустенитной стали, подвергнутой жидкостной цементации при пониженной температуре // ФММ. 2020. Т. 121. № 1. С. 72–78.
29. *Дегтярев М.В., Воронова Л.М., Чащухина Т.И.* Рост зерна при отжиге армко-железа с ультрадисперсной структурой различного типа, созданной деформацией сдвигом под давлением // ФММ. 2005. Т. 99. № 3. С. 58–68.
30. *Benito J.A., Jorba J., Manero J.M., Roca A.* Change of Young's modulus of cold-deformed pure iron in a tensile test // Metall. Mater. Trans. A. 2005. V. 36. № 12. P. 3317–3324.
31. *Ledbetter H.M., Kim S.A.* Low temperature elastic constants of deformed polycrystalline copper // Mater. Sci. Eng. A. 1988. V. 101. P. 87–92.
32. *Shima S., Yang M.* A study of accuracy in an intelligent V-bending process for sheet metals – change in Young's modulus due to plastic deformation and its effect on springback // J. Soc. Mater. Sci. Jpn. 1995. V. 44. № 500. P. 578–583.
33. *Morestin F., Boivin M.* On the necessity of taking into account the variation in the Young modulus with plastic strain in elastic-plastic software // Nucl. Eng. Design. 1996. V. 162. № 1. P. 107–116.