

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.15-194.56:621.785.52

ВЛИЯНИЕ ЖИДКОСТНОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ ПРИ ПОНИЖЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ НА МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

© 2020 г. Р. А. Саврай^{а, *}, П. А. Скорынина^а, А. В. Макаров^б, А. Л. Осинцева^а

^аИнститут машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049 Россия

^бИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

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

Поступила в редакцию 08.04.2020 г.

После доработки 19.06.2020 г.

Принята к публикации 23.06.2020 г.

Исследовано влияние жидкостной цементации при температуре 780°C на микромеханические характеристики коррозионностойкой хромоникелевой (в мас. %: 16.80 Cr; 8.44 Ni) аустенитной стали. По данным инструментированного микроиндентирования установлено, что цементация приводит к упрочнению поверхности исследованной стали. В частности, средний рост твердости вдавливания H_{IT} составил около 500%. Показано, что цементация привела также к росту контактного модуля упругости E^* стали, который по сравнению с E^* в закаленном состоянии в среднем вырос на 28%. Цементованная поверхность стали характеризуется повышенным сопротивлением упругопластическому деформированию, о чем свидетельствует рост параметров R_c в 1.3–3.5 раза, H_{IT}/E^* в 2.4–3.5 раза и H_{IT}^3/E^{*2} в 49–109 раз. Показатель пластичности δ_A после цементации, напротив, снизился в среднем на 20% от 0.92–0.93 до 0.70–0.74. Показано, что проведение инструментированного индентирования стали в закаленном состоянии и после цементации при различной максимальной нагрузке на индентор позволяет более точно проанализировать микромеханические характеристики сформированного цементацией градиентного слоя, сопоставляя их с характеристиками закаленной стали. По результатам индентирования при различной максимальной нагрузке на индентор также установлено наличие градиента свойств в тонком цементованном слое глубиной до 4 мкм.

Ключевые слова: коррозионностойкая аустенитная сталь, жидкостная цементация, структура, микроиндентирование

DOI: 10.31857/S0015323020100101

ВВЕДЕНИЕ

Жидкостная цементация является эффективным методом упрочнения поверхностного слоя стальных изделий и обладает рядом существенных преимуществ по сравнению с газовой цементацией и цементацией в твердом карбюризаторе. В частности, цементация в жидком карбюризаторе обеспечивает повышенную скорость насыщения углеродом и равномерность нагрева, предусматривает возможность непосредственной закалки из цементационной ванны, а также позволяет свести к минимуму деформацию обрабатываемых деталей [1].

В работе [2] было показано, что жидкостная цементация при температуре 780°C обеспечивает повышение микротвердости поверхности аустенитной стали AISI 321 в 4 раза (от 200 до 800 $HV_{0.025}$). Однако характеристика твердости еще не дает полного представления о служебных свойствах изде-

лий. Для определения прочностных и других эксплуатационно-важных характеристик поверхностно упрочненных материалов целесообразно применение метода инструментированного микроиндентирования. В настоящее время данный метод, основанный на непрерывной регистрации диаграммы нагружения и разгрузки в координатах “нагрузка–перемещение индентора”, эффективно применяется для определения прочностных и пластических характеристик материала, а также для прогнозирования ресурса изделий машиностроения, работающих в условиях износа, усталости, динамических и ударных нагрузок. В частности, оценивают микромеханические характеристики упрочненных сталей [3–7], в том числе коррозионностойких аустенитных сталей после цементации [8–10], износостойкость поверхностно упрочненных сталей [11, 12], хромоникелевых [13] и боридных [14] покрытий при

различных видах изнашивания, контактную выносливость углеродистых сталей [15] и наплавленных лазером хромоникелевых покрытий [16–18], а также остаточные напряжения [19]. Поэтому актуальной задачей является оценка с помощью метода микроиндентирования способности упрочненного жидкостной цементацией поверхностного слоя аустенитной стали выдерживать контактные нагрузки и сопротивляться механическому контактному воздействию в процессе эксплуатации.

Цель настоящей работы – исследование микромеханических характеристик аустенитной стали AISI 321, подвергнутой жидкостной цементации при температуре 780°C.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследовали коррозионностойкую аустенитную сталь AISI 321 промышленной плавки состава (мас. %): 0.05 C; 16.80 Cr; 8.44 Ni; 0.33 Ti; 1.15 Mn; 0.67 Si; 0.26 Mo; 0.13 Co; 0.03 Nb; 0.31 Cu; 0.036 P; 0.005 S; остальное Fe. В состоянии поставки сталь представляла собой прокатанный лист толщиной 10 мм. Образцы для цементации изготавливали в виде пластин размерами 52 × 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. Жидкостную цементацию образцов закаленной стали AISI 321 проводили с использованием лабораторной печи в тигле диаметром 100 и высотой 300 мм в расплаве солей с добавлением карбида кремния состава (в мас. %) 80% Na₂CO₃ + 10% NaCl + 10% SiC при температуре 780°C в течение 15 ч. После окончания цементации образцы охлаждали в воде.

Структуру стали после цементации изучали с применением сканирующего электронного микроскопа Tescan VEGA II XMU с системой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450. 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 от 9.8 мН (1 гс) до 1960 мН (200 гс), времени нагружения 20 с, выдержке при нагрузке 15 с и времени разгрузки 20 с согласно стандарту ISO 14577 [20]. Для устранения влияния окислов на результаты измерений было проведено кратковременное (в течение 10 с) полирование поверхности цементованной стали в хлорно-уксусном электролите состава (в мас. %)

90% CH₃COOH + 10% H₂ClO₄. На основе измеряемых при индентировании характеристик рассчитывали следующие параметры: отношение твердости вдавливания к контактному модулю упругости H_{IT}/E^* [21], упругое восстановление $R_e = ((h_{max} - h_p)/h_{max}) \times 100\%$ [22, 23], степенное отношение H_{IT}^3/E^{*2} [24] и показатель пластичности $\delta_A = 1 - (W_e/W_t)$ [25], характеризующие способность материала сопротивляться упругопластическому деформированию. При каждой максимальной нагрузке проводили 10 измерений характеристик индентирования. Погрешность измерений определяли с доверительной вероятностью $p = 0.95$.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате термической обработки (закалки) в стали AISI 321 формируется зеренная структура с отдельными включениями карбида титана TiC. Согласно данным рентгеноструктурного анализа, структура закаленной стали состоит из γ -фазы [2].

Структура поверхностного слоя стали AISI 321 после жидкостной цементации при температуре 780°C представлена на рис. 1 и на глубине до 0.15 мм состоит из обогащенного углеродом аустенита γ_C , мартенсита (около 14 об. %) и частиц карбида хрома Cr₂₃C₆, сосредоточенных по границам аустенитных зерен. Выделение карбидов хрома на границах аустенитных зерен в результате цементации может способствовать развитию межкристаллитной коррозии стали. Однако количество выделившихся карбидов невелико, и для оценки коррозионной стойкости стали требуются дополнительные исследования. Общая глубина цементованного слоя составила около 2 мм. Детальное описание структуры, химического и фазового состава стали AISI 321 после цементации при данных условиях представлено в работе [2].

В табл. 1 и на рис. 2, 3 представлены данные инструментированного микроиндентирования, которые характеризуют особенности поведения при упругопластическом деформировании стали AISI 321 в закаленном состоянии и после жидкостной цементации при температуре 780°C. Из табл. 1 видно, что в результате цементации стали AISI 321 происходит уменьшение значений максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора h_{max} и h_p , рост твердости по Мартенсу HM и твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} . Наблюдается также рост работы обратнoй упругой деформации вдавливания W_e и снижение общей механической работы вдавливания W_t . Данная тенденция отмечается во всем диапазоне использованных при микроиндентировании нагрузок (от 1 до 200 гс).

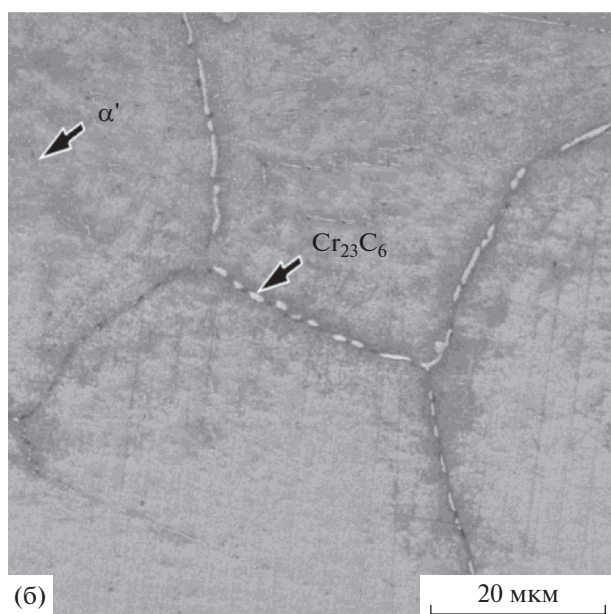
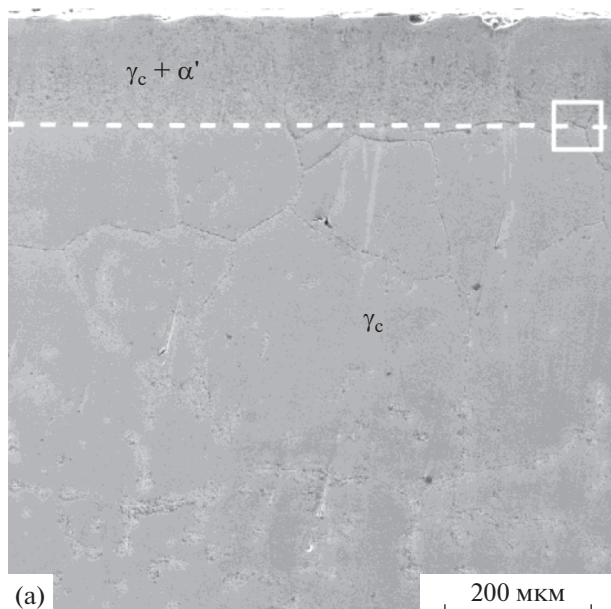


Рис. 1. Структура поверхностного слоя стали AISI 321 (электронная сканирующая микроскопия) после цементации: а – общий вид; б – участок, обозначенный рамкой на рис. 1а.

Подобное изменение измеряемых при индентировании характеристик h_{\max} , h_p , HM , H_{IT} , W_c и W_t является закономерным следствием упрочнения материала [3–7]. В частности, средний рост величины H_{IT} составил около 500% (см. табл. 1, рис. 3а). Однако следует отметить наблюдаемый выброс значений HM и H_{IT} , полученных при индентировании с наименьшей максимальной нагрузкой $P = 1$ гс, который проявляется для стали как в закаленном, так и в цементованном состоя-

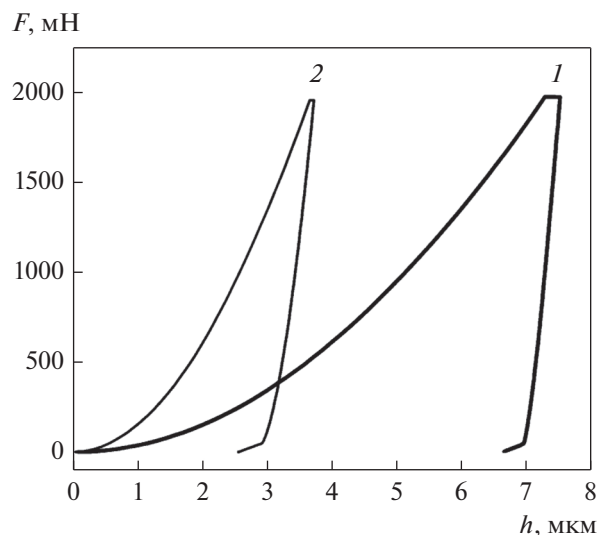


Рис. 2. Кривые нагружения при микроиндентировании стали AISI 321 в закаленном состоянии (1) и после цементации (2) при максимальной нагрузке $P = 200$ гс.

нии, и характеризуется одинаковой относительной величиной (около 20%). Это может быть связано с масштабным эффектом при индентировании (Indentation Size Effect, ISE), причиной которого могут являться как объективно происходящие изменения механизма пластической деформации при уменьшении размеров отпечатка, так и методические погрешности [26]. Принимая во внимание одинаковую относительную величину выброса значений HM и H_{IT} при $P = 1$ гс для обоих структурных состояний стали, целесообразно исключить эти результаты из дальнейшего анализа.

Цементация привела также к росту контактного модуля упругости E^* стали AISI 321, который по сравнению с закаленным состоянием в среднем увеличился на 28% (см. табл. 1, рис. 3б). Повышение значений модуля упругости наблюдали для поликристаллического железа при больших деформациях в процессе механических испытаний на растяжение [27] и для стали AISI 321 после интенсивной пластической деформации трением при фрикционной обработке [5]. В этих случаях рост модуля упругости связывали с образованием дислокационной структуры в процессе деформации. Повышенное содержание углерода в твердом растворе также может приводить к росту модуля упругости, например, высокоуглеродистой перлитной стали [28], что обусловлено закреплением дислокаций атомами углерода и увеличением силы межатомных связей [29, 30]. Следовательно, наблюдаемое изменение величины E^* , по-видимому, может быть обусловлено изменением структурно-фазового состояния стали, в частности, формированием пересыщенного угле-

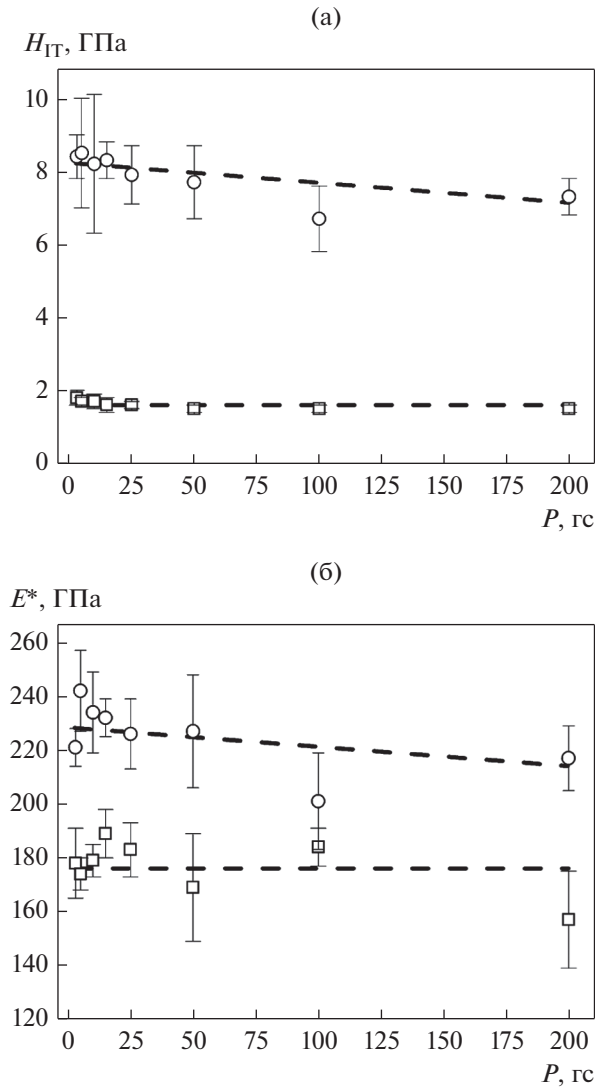


Рис. 3. Влияние максимальной нагрузки P на твердость вдавливания H_{IT} (а) и контактный модуль упругости E^* (б) при микроиндентировании стали AISI 321 в закаленном состоянии (\square) и после цементации (\circ).

родом аустенита γ_C и повышением плотности дислокаций в поверхностном слое стали после цементации [2].

Данные табл. 2 показывают, что после цементации во всем диапазоне нагрузок от 3 до 200 гс возрастают расчетные параметры R_c в 1.3–3.5 раза, H_{IT}/E^* в 2.4–3.5 раза и H_{IT}^3/E^{*2} в 49–109 раз, что свидетельствует о повышении сопротивления стали AISI 321 упругопластическому деформированию [21–24]. Согласно [6, 11, 12, 15–18], указанные данные микроиндентирования также свидетельствуют, что в результате цементации можно ожидать повышения сопротивления стали AISI 321 изнашиванию и механическому

контактному воздействию, включая контактно-усталостное нагружение. Показатель пластичности δ_A после цементации, напротив, снизился в среднем на 20% (см. табл. 2), что является следствием упрочнения поверхности стали. Отметим, что значения показателя пластичности δ_A стали в цементованном состоянии (0.70–0.74) соответствуют значениям, характерным для наплавленных лазером хромоникелевых покрытий [17] и для аустенитных хромоникелевых сталей, подвергнутых поверхностной упрочняющей фрикционной обработке [5, 7]. Пластичность стали в закаленном состоянии находится на уровне, характерном для пластичных при растяжении материалов ($\delta_A \geq 0.9$) [25]. Следует также отметить повышенные значения параметра R_c для стали в закаленном состоянии при $P=100$ и 200 гс (см. табл. 2). Это может быть обусловлено образованием мартенсита деформации в процессе индентирования при указанных максимальных нагрузках, поскольку сталь AISI 321 является деформационно нестабильной.

С ростом нагрузки на индентор и, соответственно, глубины анализируемого слоя, наблюдается некоторое снижение характеристик HM и H_{IT} стали AISI 321 (см. табл. 1, рис. 3а). При этом для стали в закаленном состоянии это снижение незначительно, и практически находится в пределах погрешности измерений. В частности, величина H_{IT} снижается от 1.8 до 1.5 ГПа при увеличении максимальной нагрузки при индентировании от 3 до 50 гс. Для стали после цементации наблюдается более существенное снижение характеристик HM и H_{IT} . В данном случае величина H_{IT} снижается от 8.4 до 7.3 ГПа. В исследованном диапазоне нагрузок величина контактного модуля упругости E^* для закаленной стали AISI 321 в целом не зависит от нагрузки на индентор, тогда как для стали после цементации наблюдается некоторое снижение величины E^* , (см. табл. 1, рис. 3б). Для стали после цементации с ростом нагрузки на индентор также наблюдается некоторое снижение параметров H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2} и рост параметра δ_A (см. табл. 2). Полученные результаты характеризуют изменение измеряемых при индентировании характеристик и расчетных параметров в цементованном слое глубиной до 4 мкм (см. табл. 1, 2, рис. 3), что свидетельствует о наличии градиента свойств в данном слое.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние жидкостной цементации при температуре 780°C на микромеханические характеристики коррозионностойкой аустенитной стали AISI 321. По данным инструментированного микроиндентирования установлено, что цементация привела к упрочнению поверхно-

Таблица 1. Результаты микроиндентирования при различной максимальной нагрузке на индентор P поверхности образцов из стали AISI 321 в закаленном состоянии и после цементации

P , гс	h_{\max} , мкм	h_p , мкм	HM , ГПа	H_{IT} , ГПа	E^* , ГПа	W_t , нДж	W_e , нДж
В закаленном состоянии							
1	0.46 ± 0.03	0.42 ± 0.03	1.9 ± 0.3	2.1 ± 0.3	187 ± 17	1.5 ± 0.1	0.147 ± 0.012
3	0.86 ± 0.05	0.80 ± 0.06	1.6 ± 0.2	1.8 ± 0.2	178 ± 13	8.6 ± 0.6	0.68 ± 0.05
5	1.12 ± 0.04	1.04 ± 0.04	1.6 ± 0.1	1.7 ± 0.1	174 ± 6	18.3 ± 0.8	1.45 ± 0.06
10	1.58 ± 0.09	1.46 ± 0.09	1.6 ± 0.2	1.7 ± 0.2	179 ± 6	52.1 ± 3.2	4.0 ± 0.2
15	2.02 ± 0.11	1.89 ± 0.11	1.5 ± 0.2	1.6 ± 0.2	189 ± 9	98.3 ± 5.7	6.8 ± 0.3
25	2.61 ± 0.10	2.41 ± 0.11	1.4 ± 0.1	1.6 ± 0.1	183 ± 10	212 ± 9	15.1 ± 0.4
50	3.72 ± 0.03	3.42 ± 0.07	1.4 ± 0.1	1.5 ± 0.1	169 ± 20	600 ± 5	45.8 ± 0.6
100	5.25 ± 0.07	4.80 ± 0.09	1.4 ± 0.1	1.5 ± 0.1	184 ± 7	1679 ± 30	120 ± 5
200	7.52 ± 0.24	6.64 ± 0.16	1.4 ± 0.1	1.5 ± 0.1	157 ± 18	4843 ± 209	401 ± 78
После цементации							
1	0.23 ± 0.01	0.17 ± 0.01	7.1 ± 0.6	10.6 ± 1.1	243 ± 16	0.74 ± 0.04	0.255 ± 0.005
3	0.43 ± 0.01	0.32 ± 0.01	5.9 ± 0.3	8.4 ± 0.6	221 ± 7	4.2 ± 0.2	1.27 ± 0.03
5	0.56 ± 0.05	0.41 ± 0.07	6.1 ± 0.9	8.5 ± 1.5	242 ± 15	9.1 ± 0.8	2.6 ± 0.2
10	0.80 ± 0.08	0.59 ± 0.08	6.0 ± 1.2	8.2 ± 1.9	234 ± 15	26.1 ± 3.2	7.3 ± 0.5
15	0.97 ± 0.03	0.70 ± 0.03	6.1 ± 0.3	8.3 ± 0.5	232 ± 7	46.5 ± 2.0	13.5 ± 0.3
25	1.28 ± 0.06	0.95 ± 0.06	5.8 ± 0.5	7.9 ± 0.8	226 ± 13	103 ± 7	28.9 ± 0.8
50	1.83 ± 0.11	1.35 ± 0.11	5.7 ± 0.7	7.7 ± 1.0	227 ± 21	298 ± 21	80.4 ± 3.5
100	2.78 ± 0.18	2.00 ± 0.22	5.0 ± 0.6	6.7 ± 0.9	201 ± 18	908 ± 55	236 ± 10
200	3.75 ± 0.11	2.73 ± 0.17	5.5 ± 0.3	7.3 ± 0.5	217 ± 12	2478 ± 96	653 ± 29

Таблица 2. Упругое восстановление R_e , отношения H_{IT}/E^* , H_{IT}^3/E^{*2} и пластичность δ_A при различной максимальной нагрузке на индентор P поверхности образцов из стали AISI 321 в закаленном состоянии и после цементации

P , гс	R_e , %	H_{IT}/E^*	H_{IT}^3/E^{*2} , ГПа	δ_A
В закаленном состоянии				
3	6.8	0.010	0.0002	0.92
5	7.0	0.010	0.0002	0.92
10	7.5	0.010	0.0002	0.92
15	6.5	0.008	0.0001	0.93
25	7.6	0.008	0.0001	0.93
50	7.9	0.009	0.0001	0.92
100	8.6	0.008	0.0001	0.93
200	11.6	0.010	0.0001	0.92
После цементации				
3	26.0	0.038	0.012	0.70
5	27.2	0.035	0.010	0.72
10	27.2	0.035	0.010	0.72
15	29.3	0.036	0.011	0.71
25	26.0	0.035	0.010	0.72
50	26.6	0.034	0.009	0.73
100	27.9	0.033	0.007	0.74
200	27.2	0.034	0.008	0.73

сти стали AISI 321. В частности, средний рост твердости вдавливания H_{IT} составил около 500%. Цементация привела также к росту контактного модуля упругости E^* стали AISI 321, который по сравнению с E^* в закаленном состоянии в среднем увеличился на 28%. Наблюдаемый рост величины E^* обусловлен, по-видимому, изменением структурно-фазового состояния стали, в частности, формированием пересыщенного углеродом аустенита γ_C и повышением плотности дислокаций в поверхностном слое стали после цементации.

Цементованная поверхность стали AISI 321 характеризуется повышенным сопротивлением упругопластическому деформированию, о чем свидетельствует рост параметров R_e в 1.3–3.5 раза, H_{IT}/E^* в 2.4–3.5 раза и H_{IT}^3/E^{*2} в 49–109 раз. Показатель пластичности δ_A после цементации, напротив, снизился в среднем на 20% от 0.92–0.93 до 0.70–0.74, что является следствием упрочнения поверхности стали. Результаты инструментированного микроиндентирования также свидетельствуют, что в результате цементации можно ожидать повышения сопротивления стали AISI 321 изнашиванию и механическому контактно-усталостному воздействию, включая контактно-усталостное нагружение.

Показано, что проведение инструментированного индентирования стали AISI 321 в закаленном состоянии и после цементации при различной максимальной нагрузке на индентор позволяет более точно проанализировать микромеханические характеристики сформированного цементацией градиентного слоя, сопоставляя их с характеристиками закаленной стали. По результатам индентирования при различной максимальной нагрузке на индентор также установлено наличие градиента свойств в тонком цементованном слое глубиной до 4 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 в рамках Комплексной программы УрО РАН (проект № 18-10-1-40) в части методики исследования микромеханических характеристик модифицированных поверхностных слоев. Электронная сканирующая микроскопия и инструментированное микроиндентирование выполнены в ЦКП “Пластометрия” ИМАШ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Surface hardening of steels: understanding the basics / Ed. by J.R. Davis. ASM International, 2002. 364 p.
2. Саврай Р.А., Скорынина П.А., Макаров А.В., Осинцева А.Л. Особенности структуры и свойства поверхности метастабильной аустенитной стали, подверг-

нутой жидкостной цементации при пониженной температуре // ФММ. 2020. Т. 121. № 1. С. 72–78.

3. 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.
4. Макаров А.В., Лучко С.Н., Шабашов В.А., Волкова Е.Г., Осинцева А.Л., Заматовский А.Е., Литвинов А.В., Сагарадзе В.В. Структурно-фазовые превращения и микромеханические свойства высокоазотистой аустенитной стали, деформированной сдвигом под давлением // ФММ. 2017. Т. 118. № 1. С. 55–68.
5. 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. Is. 5. P. 43–62. http://dream-journal.org/issues/2017-5/2017-5_149.html.
6. 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.
7. Макаров А.В., Скорынина П.А., Волкова Е.Г., Осинцева А.Л. Влияние фрикционной обработки на структуру, микромеханические и трибологические свойства аустенитной стали 03X16H14M3T // МТМ. 2019. № 12. С. 21–24.
8. Qu J., Blau P.J., Zhang L., Xu H. Effects of multiple treatments of low-temperature colossal supersaturation on tribological characteristics of austenitic stainless steels // Wear. 2008. V. 265. P. 1909–1913.
9. Duarte M.C.S., Godoya C., Wilson J.C.A.B. Analysis of sliding wear tests of plasma processed AISI 316L steel // Surf. Coat. Technol. 2014. V. 260. P. 316–325.
10. Jiang Y., Li Y., Jia Y.F., Zhang X.C., Gong J.M. Gradient elastic-plastic properties of expanded austenite layer in 316L stainless steel // Acta Metallurgica Sinica-English Letters. 2018. V. 31. № 8. P. 831–841.
11. 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.
12. 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.
13. 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 ТГУ. 2015. № 4(34). С. 60–67.
14. 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.
15. *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.
 16. *Savrai R.A., Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L.* The behavior of gas powder laser clad NiCrBSi coatings under contact loading // *J. Mater. Engineer. Perform.* 2016. V. 25. № 3. P. 1068–1075.
 17. *Саврай Р.А.* Сопротивление разрушению наплавленных лазером хромоникелевых покрытий при контактно-усталостном нагружении // *ФММ*. 2018. Т. 119. № 10. С. 1070–1078.
 18. *Savrai R.A., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L.* The structural characteristics and contact loading behavior of gas powder laser clad CoNiCrW coating // *Opt. Laser Technol.* 2020. V. 126. Art. 106079. P. 1–8.
 19. *Yonezu A., Kusano R., Hiyoshi T., Chen X.* A method to estimate residual stress in austenitic stainless steel using a microindentation test // *J. Mater. Eng. Perform.* 2015. V. 24. P. 362–372.
 20. 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.
 21. *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.
 22. *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.
 23. *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.
 24. *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.
 25. *Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Гончарова И.В.* Характеристика пластичности, определяемая методом индентирования // *Вопросы атомной науки и техники*. 2011. № 4. С. 182–187.
 26. *Жигачев А.О., Головин Ю.И., Умрихин А.В., Коренков А.В., Тюрин А.И., Родаев В.В., Дьячек Т.А.* / Под ред. Ю.И. Головина. *Керамические материалы на основе диоксида циркония*. М.: Техносфера, 2018. 358 с.
 27. *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.
 28. *Макаров А.В., Саврай Р.А., Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Егорова Л.Ю.* Структурные особенности поведения высокоуглеродистой перлитной стали при циклическом нагружении // *ФММ*. 2011. Т. 111. № 1. С. 97–111.
 29. *Мак Лин Д.* *Механические свойства металлов* / Под ред. Я.Б. Фридмана: пер. с англ. М.: Металлургия, 1965. 432 с.
 30. *Гаврилюк В.Г.* *Распределение углерода в стали*. Киев: Наукова думка, 1987. 208 с.