

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФфуЗИЯ

УДК 669.15-194.56:621.785.52

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ СТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ЖИДКОСТНОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ ПРИ ПОНИЖЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

© 2024 г. Р. А. Саврай^{a,*}, П. А. Скорынина^a, Ю. М. Колобылин^a

^aИнститут машиноведения им. Э.С. Горкунова УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049 Россия

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

Поступила в редакцию 30.11.2023 г.

После доработки 06.02.2024 г.

Принята к публикации 14.02.2024 г.

Исследованы структура, химический и фазовый состав, микротвердость и шероховатость поверхности жаропрочной хромоникелевой (в мас. %: 24.27 Cr; 18.81 Ni) аустенитной стали, подвергнутой жидкостной цементации при температуре 780°C. Установлено, что микроструктура цементованного слоя преимущественно состоит из обогащенного углеродом аустенита (γ -фазы), карбида хрома Cr_7C_3 и цементита Fe_3C . Выявлено, что карбиды выделяются как по границам, так и внутри аустенитных зерен, причем по мере удаления от поверхности стали количество и дисперсность внутризеренных карбидов уменьшается. Установлено также, что жидкостная цементация приводит к повышению микротвердости поверхности стали от 200 до 590 HV0.025. Общая глубина упрочнения составила около 200 мкм, при этом упрочненный слой является градиентным. Поверхность цементованной стали характеризуется большей шероховатостью ($R_a = 2.40$ мкм, $R_z = 17.60$ мкм) по сравнению с электрополированной поверхностью образцов до цементации ($R_a = 0.17$ мкм и $R_z = 1.80$ мкм), что обусловлено влиянием ряда факторов, в частности, окислением поверхности.

Ключевые слова: жаропрочная аустенитная сталь, жидкостная цементация, структура, фазовый состав, микротвердость, шероховатость поверхности

DOI: 10.31857/S0015323024060073, EDN: WQSEBV

ВВЕДЕНИЕ

Машиностроительные изделия могут эксплуатироваться в различных условиях, включая воздействие повышенных температур и агрессивных сред. Для работы при достаточно высоких температурах обычно используют различные стали, никелевые сплавы и тугоплавкие металлы. При этом аустенитные стали по жаропрочности превосходят все другие группы сталей и имеют более низкую стоимость, чем никелевые сплавы и тугоплавкие металлы. Кроме того, они отличаются хорошей свариваемостью, высокой пластичностью и удовлетворительной технологичностью [1]. В частности, одной из самых распространенных сталей данного класса, особенно в химической и нефтегазовой промышленности, является аустенитная сталь AISI 310S, которая может использоваться при температурах до 800–1000°C даже в коррозионных средах, содержащих концентрированные кислоты и щелочи.

С учетом условий эксплуатации, основные исследования стали AISI 310S направлены на изучение эволюции структуры и свойств при нагреве [2–5], коррозионной стойкости [6–10], водородного охрупчивания [11–15], горячего растрескивания [16, 17], свойств сварных соединений из данной стали [18, 19], износостойкости [20]. Обобщая результаты различных работ, можно отметить, что существенной проблемой при длительной эксплуатации изделий из стали AISI 310S в условиях повышенных температур является высокая вероятность образования σ -фазы и зернограницных карбидов, повышающих риск внезапного хрупкого разрушения и развития межкристаллитной коррозии. Поэтому поиск путей повышения долговечности изделий из стали AISI 310S сохраняет свою актуальность, при этом наиболее перспективным способом является создание защитных диффузионных или плакирующих слоев [21].

По данным многочисленных исследований, поверхностное модифицирование, включая деформационные обработки [22–26], цементацию и азотирование [27–30], а также комбинированные обработки [31–33], способствует значительному упрочнению и повышению эксплуатационных характеристик аустенитных хромоникелевых сталей. В частности, наши исследования показали, что жидкостная цементация при температуре 780°C обеспечивает многократное (от 200 до 890 HV0.025) повышение микротвердости поверхности метастабильной аустенитной стали AISI 321 при общей глубине упрочнения около 500 мкм [34]. Отметим, что снижение температуры цементации позволяет уменьшить карбидообразование и повысить уровень твердорастворного упрочнения. Однако имеется очень мало работ, посвященных поверхностному модифицированию стали AISI 310S [35, 36], при этом в работе [36] было установлено, что облучение электронным пучком способствует повышению усталостной прочности стали AISI 310S более чем в 2 раза. В этой связи значительный научный и практический интерес представляет применение жидкостной цементации для модифицирования поверхности данной стали, а также исследование структуры и свойств цементованной стали AISI 310S.

Следует также отметить, что при проведении поверхностных модифицирующих обработок аустенитных сталей необходимо учитывать возможное влияние таких обработок на коррозионную стойкость. Наши исследования показали, что коррозионная стойкость стали AISI 321 после цементации в аналогичных условиях не ухудшилась [34]. Это связано с тем, что атомы внедрения, в частности углерод, стабилизируют электронное строение железа (как аустенита, так и мартенсита), тем самым повышая его коррозионную стойкость [37, 38]. Кроме того, образующиеся углеродом оксианионы являются эффективными ингибиторами и подавляют анодную коррозию [38].

Цель настоящей работы — исследование структуры, химического и фазового состава, микротвердости и шероховатости поверхности жаропрочной аустенитной стали AISI 310S, подвергнутой жидкостной цементации при температуре 780°C.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве материала исследования была выбрана жаропрочная аустенитная сталь AISI 310S (аналог 10X23H18) следующего состава (мас. %):

0.04 C; 24.27 Cr; 18.81 Ni; 0.013 Ti; 1.47 Mn; 0.65 Si; 0.23 Mo; 0.25 Co; 0.165 V+Nb; 0.24 Cu; 0.034 P; 0.004 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 методом электроэрозионной резки на станке FANUC Robocut α -0iE. Термическую обработку (закалку) подготовленных образцов из стали AISI 310S проводили с целью уменьшения структурной неоднородности по следующему режиму: нагрев до температуры 1100°C, выдержка при этой температуре в течение 60 мин, охлаждение в воду. Поверхность образцов подвергали механическому шлифованию и электролитическому полированию.

Жидкостную цементацию образцов закаленной стали AISI 310S проводили с использованием лабораторной печи в тигле диаметром 100 мм и высотой 300 мм в расплаве солей с добавлением карбида кремния состава (в мас. %) 80% Na_2CO_3 + 10% NaCl + 10% SiC при температуре 780°C в течение 15 ч. После окончания цементации образцы охлаждали в воде. С целью удаления оксидной пленки поверхность цементованных образцов полировали в хлорно-уксусном электролите состава (в мас. %) 90% CH_3COOH + + 10% H_2ClO_4 в течение 30 с.

Микроструктуру и фазовый состав стали, а также поверхности образцов до и после цементации изучали с применением сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Tescan VEGA II XMU с системами рентгеновского энергодисперсионного микроанализа (ЭДС) INCA ENERGY 450 и анализа дифракции обратнорассеянных электронов (ДОРЭ) Advanced AZtec HKL. Подготовленные образцы травили в растворе состава 25 об. % HNO_3 + 75 об. % HCl. Для анализа методом дифракции обратнорассеянных электронов, образцы не травили, а дополнительно полировали, сначала с использованием коллоидной суспензии оксида кремния SiO_2 (зерно 0.04 мкм), а затем на установке Linda SemPrep2 в два этапа. При этом на первом этапе полировку осуществляли при ускоряющем напряжении 10 кВ с углом наклона образца к ионному пучку равным 7° в течение 30 мин; на втором этапе полировку осуществляли при ускоряющем напряжении 4 кВ с углом наклона образца к ионному пучку равным 5° в течение 5 мин.

Рентгеноструктурное исследование выполняли на дифрактометре ДРОН-3 в CuK_α -излучении. Определяли фазовый состав, угловое положение линий 2 θ и интегральную ширину линий В. Количественный рентгенофазовый анализ проводили по методу DDM (Direct Derivation Method) [39].

Микротвердость по методу восстановленного отпечатка определяли на приборе Shimadzu HNMV-G21DT при нагрузке 0.245 Н, скорости нагружения 40 мкм/с и выдержке под нагрузкой 15 с. Измерение микротвердости по глубине цементованного слоя проводили на поперечном шлифе. Параметры шероховатости поверхности образцов определяли с помощью оптического профилометра Wyko NT-1100.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены данные о микроструктуре стали AISI 310S после термической обработки. Структура состоит из аустенитных зерен (γ -фазы), δ -феррита, а также включений карбидов ванадия (V,Nb)C, хрома Cr_7C_3 и цементита Fe_3C . Количественное содержание фаз при-

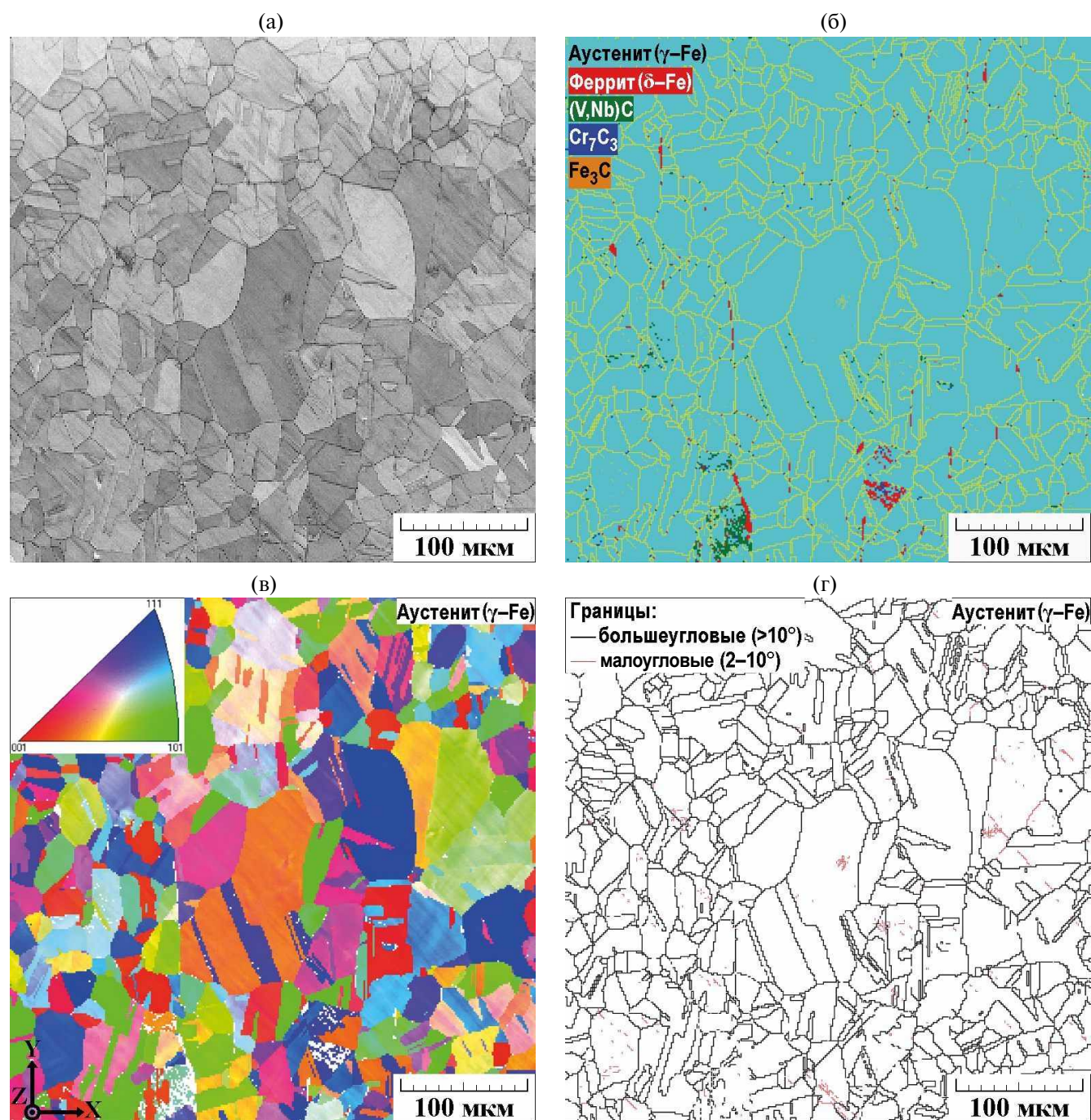


Рис. 1. Микроструктура (ДОРЭ) стали AISI 310S в закаленном состоянии: а – контраст полос; б – карта фаз с наложенными границами в аустените; в – карта ориентировок (в направлении Z) аустенита; г – карта разориентировок границ в аустените.

ведено в табл. 1. Как видно из рис. 1б, δ -феррит и карбиды расположены преимущественно на границах аустенитных зерен или вблизи них, при этом δ -феррит и карбид ванадия (V,Nb)C могут образовывать скопления. После закалки отсутствует преимущественная ориентировка зерен аустенита (см. рис. 1в), и в аустените преобладают большеугловые границы (см. рис. 1г). Отметим, что δ -феррит и карбиды не обнаруживаются с помощью рентгеноструктурного анализа (рис. 2а) ввиду их небольшого количества (см. табл. 1). Микротвердость стали AISI 310S в закаленном состоянии составляет 200 ± 8 HV0.025.

Структура поверхностного слоя цементованной стали AISI 310S представлена на рис. 3. Из рис. 3а видно, что на глубине до 100–110 мкм находится сплошной слой с неравномерной триви-

мостью, а на глубине от 100–110 до 190–200 мкм неравномерной травимостью характеризуются преимущественно границы аустенитных зерен, двойников и прилегающие к ним участки структуры. Более подробное исследование микроструктуры слоя с неравномерной травимостью показало наличие частиц, выделившихся по границам аустенитных зерен и двойников (см. рис. 3б). В пределах зерен аустенита также наблюдается образование большого количества частиц различной дисперсности (размером от 0.1–0.2 до 2–3 мкм), при этом по мере удаления от поверхности стали частицы становятся крупнее, и появляются участки, практически свободные от выделений (см. рис. 3б, 3в). В нижележащих слоях (на глубине более 100–110 мкм) можно видеть только выделение дисперсных частиц по границам аустенитных зерен и двойников, а структурные изменения в пределах зерен аустенита не наблюдаются (см. рис. 3а).

Рентгеноструктурный анализ стали AISI 310S после жидкостной цементации при температуре 780°C и удаления оксидной пленки показал, что в поверхностном слое стали наряду с γ -фа-

Таблица 1. Количественное содержание A фаз (ДОРЭ) в стали AISI 310S после термической обработки

Фаза	γ -Fe	δ -Fe	(V,Nb)C	Cr_7C_3	Fe_3C
$A, \%$	98.74	0.57	0.47	0.16	0.06

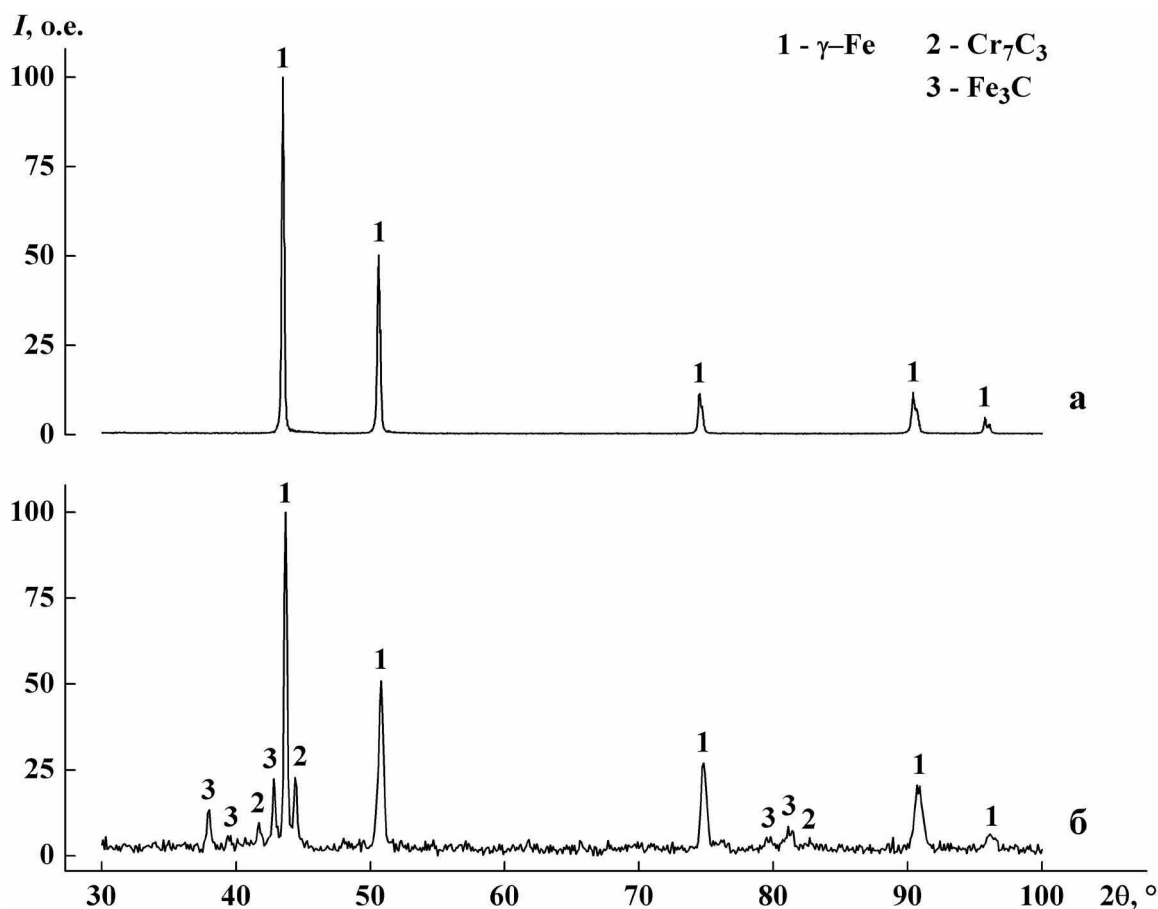


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы поверхности стали AISI 310S перед цементацией (а) и после цементации (б).

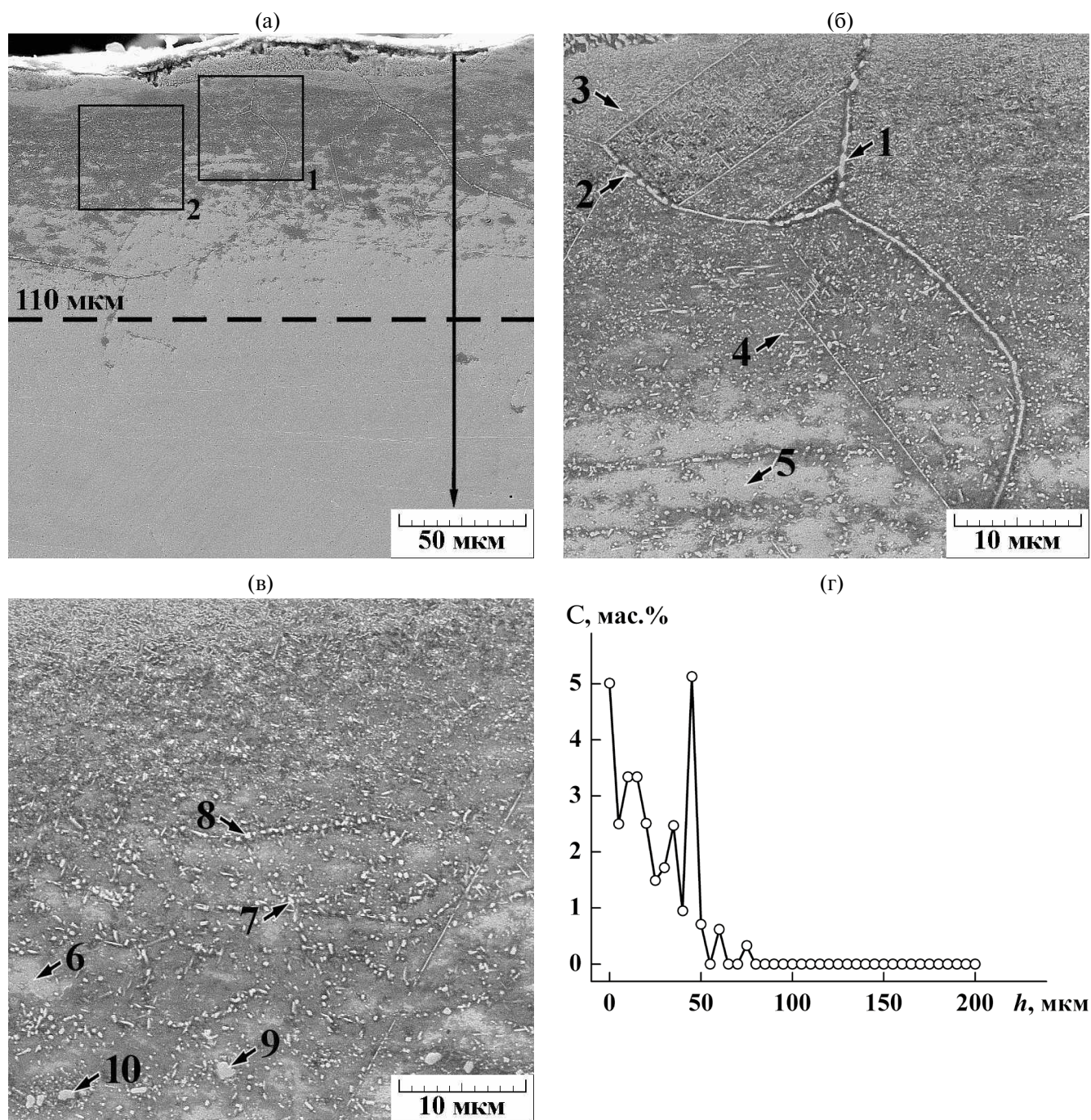


Рис. 3. Микроструктура (СЭМ) поверхностного слоя стали AISI 310S после цементации: а – общий вид; б – участок, обозначенный рамкой 1 на рис. а; в – участок, обозначенный рамкой 2 на рис. а; г – распределение углерода по глубине поверхностного слоя (энергодисперсионный микроанализ проводили вдоль линии сканирования, которая обозначена вертикальной стрелкой на рис. а). Стрелками 1–10 обозначены участки, на которых проводили точечный энергодисперсионный микроанализ.

зой, присутствует карбид хрома Cr_7C_3 и цементит Fe_3C (см. рис. 2б). Количественный рентгенофазовый анализ показал содержание карбида хрома Cr_7C_3 в количестве 27.8 мас. % и цементита Fe_3C в количестве 11.5 мас. %. Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа це-

ментованной стали (табл. 2), частицы на границах аустенитных зерен (указаны стрелками 1, 2 на рис. 3б) содержат повышенное количество углерода и хрома, что, с учетом данных рентгеноструктурного анализа (см. рис. 2б), позволяет идентифицировать данные частицы как карбиды

Таблица 2. Результаты ЭДС-анализа цементованной стали AISI 310S для участков, указанных на рис. 3б, 3в

Участок	Содержание, мас. %					
	C	Cr	Ni	Mn	Si	Fe
1	4.06	32.74	14.62	1.53	0.83	46.22
2	4.17	33.86	14.00	1.51	0.75	45.71
3	3.31	27.90	16.76	1.55	0.68	49.80
4	2.03	26.26	18.15	1.34	0.63	51.59
5	2.28	27.30	17.84	1.73	0.65	50.20
6	—	26.27	18.79	1.47	0.68	52.79
7	6.28	28.84	16.02	1.43	1.02	46.41
8	6.75	29.63	15.54	1.40	0.93	45.75
9	3.94	40.58	12.75	1.34	0.58	40.81
10	3.39	39.51	13.51	1.23	0.68	41.68

хрома Cr_7C_3 . Между скоплениями дисперсных частиц (размером 0.1–0.5 мкм), расположенными в теле зерна на различной глубине (указаны стрелками 3, 4 на рис. 3б), микрорентгеноспектральный анализ не выявляет существенных различий химического состава, однако содержание углерода выше вблизи поверхности образца (см. табл. 2). Светлые участки, практически свободные от выделений (указаны стрелками 5, 6 на рис. 3б, 3в) характеризуются значительным разбросом содержания углерода вплоть до его отсутствия в некоторых участках (см. табл. 2).

Более крупные (размером около 1 мкм) частицы, расположенные в теле зерна (указаны стрелками 7, 8 на рис. 3в), содержат повышенное количество углерода, что, с учетом данных рентгеноструктурного анализа (см. рис. 2б), позволяет идентифицировать данные частицы как цементит Fe_3C . Отметим также существенно более высокое содержание кремния при анализе данных участков. Это связано с кинетикой роста цементитных частиц, поскольку кремний практически не растворим в цементите, и в процессе роста вытесняется на межфазную границу “карбид–матрица”. В результате на межфазной границе образуется обогащенный кремнием слой [40], а при ЭДС-анализе (в участок анализа диаметром 2–3 мкм попадают не только карбидные частицы, но и соседние участки матрицы) фиксируется локальное повышение содержания кремния (см. табл. 2). Можно предположить, что вытеснение кремния на межфазную границу “карбид–матрица” имеет место и при росте частиц карбида хрома Cr_7C_3 , поскольку при анализе участков, содержащих данные карбиды (указаны стрелками 1, 2 на рис. 3б), также фиксируется повышенное содержание кремния. Частицы округлой формы, отличающиеся от других выделений существенно большими (до 3 мкм) размерами (указаны стрелками 9, 10 на рис. 3в),

содержат наибольшее количество хрома и наименьшее количество никеля (см. табл. 2), что позволяет идентифицировать данные частицы как δ -феррит [41]. Характер распределения углерода по глубине поверхностного слоя (см. рис. 3г) свидетельствует о том, что с увеличением глубины количество углерода постепенно снижается, при этом пик на глубине 45 мкм соответствует границе аустенитного зерна, содержащей карбиды хрома (см. рис. 3а).

С целью уточнения фазового состава цементованной стали AISI 310S, был проведен анализ методом дифракции обратно-рассеянных электронов (рис. 4). Из этих данных видно, что скопления дисперсных частиц, расположенные в теле зерна на различной глубине (см. рис. 3б, 3в), действительно представляют собой карбид хрома Cr_7C_3 и цементит Fe_3C . Отметим, что скопления дисперсных частиц могут состоять как из карбидов разного типа, так и из карбидов преимущественно одного типа (см. рис. 4). Анализ методом дифракции обратнорассеянных электронов также показал, что крупные частицы округлой формы (указаны стрелками 9, 10 на рис. 3в) действительно представляют собой δ -феррит (см. рис. 4б). Очевидно, что морфология δ -феррита в закаленной и цементованной стали AISI 310S имеет некоторые отличия. Это обусловлено развитием процессов сфероидизации δ -феррита при нагреве [41–43].

На рис. 5 представлены результаты измерения микротвердости в поверхностном слое стали AISI 310S. Из рис. 5 следует, что микротвердость стали после цементации возрастает от 200 ± 8 до 590 ± 30 HV0.025, что, например, сопоставимо с твердостью деформационно нестабильной стали AISI 321 после интенсивной поверхностной пластической деформации по некоторым режимам с образованием мартенсита деформации [24]. Повышенная микротвердость цементован-

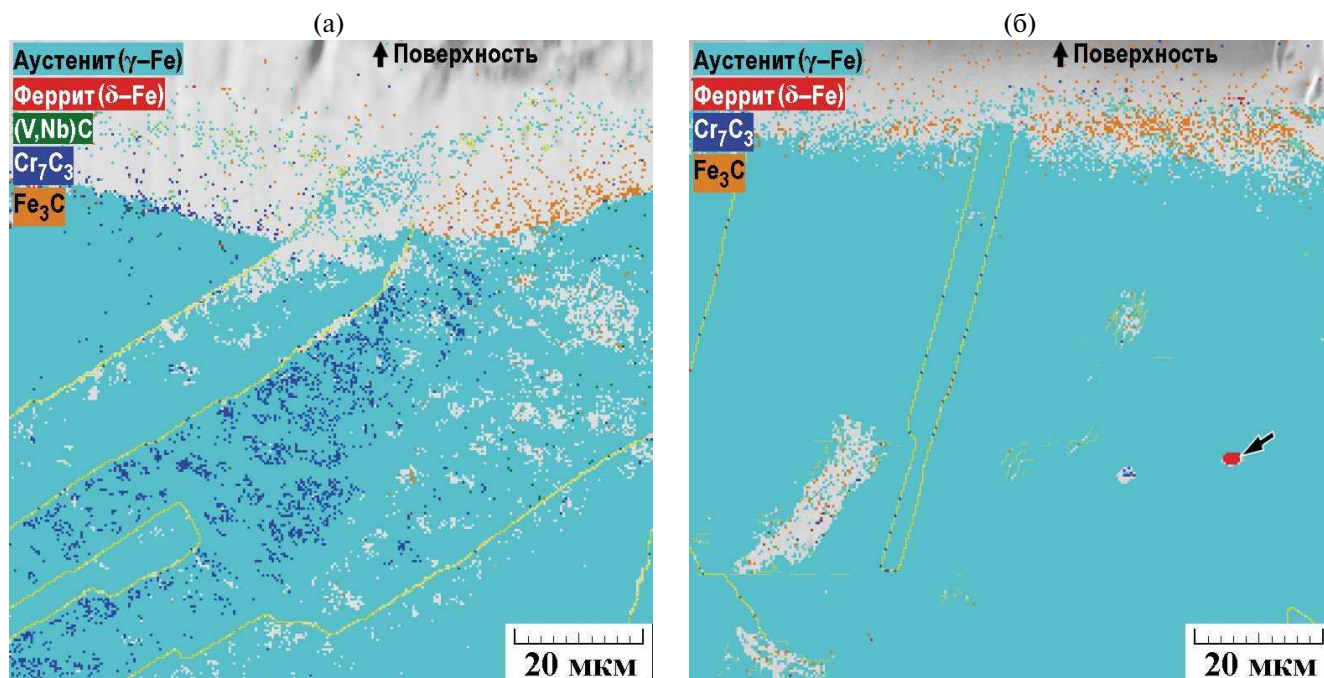


Рис. 4. Микроструктура (ДОЭ) поверхностного слоя стали AISI 310S после цементации: а, б — карты фаз с наложенными границами в аустените. Стрелкой на рис. 4б обозначена крупная частица δ -феррита.

ной стали AISI 310S обусловлена следующими факторами: а) твердорастворным упрочнением вследствие насыщения аустенита углеродом, и б) дисперсионным упрочнением в результате выделения карбида хрома Cr_7C_3 и цементита Fe_3C внутри аустенитных зерен (см. рис. 3б, 3в, 4). Учитывая интенсивное карбидообразование и высокую дисперсность карбидной фазы в приповерхностном слое (см. рис. 3, 4), можно предположить, что существенный вклад в рост микротвердости поверхности стали вносит дисперсионное упрочнение в результате выделения когерентных частиц. Однако этот вопрос требует дальнейшего исследования. Поверхностный слой цементованной стали характеризуется сильным отрицательным градиентом твердости в слое глубиной до 110 мкм, при этом общая глубина упрочнения составила около 200 мкм (см. рис. 5). Уменьшение микротвердости стали с удалением от поверхности обусловлено постепенным уменьшением количества и дисперсности карбидной фазы, а также содержания углерода в аустените (см. рис. 3б–г). Таким образом, жидкостная цементация стали AISI 310S при температуре 780°C обеспечивает формирование градиентного упрочненного слоя глубиной около 200 мкм.

Исследование поверхности стали AISI 310S (рис. 6) показало, что после электролитического полирования образцов (до цементации) была

Микротвердость, HV0.025

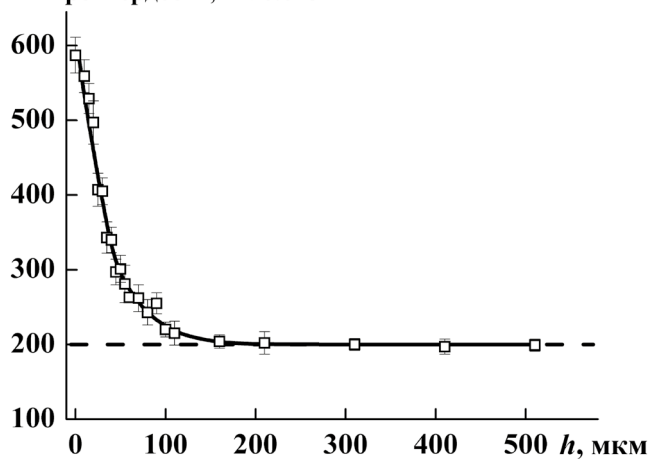


Рис. 5. Распределение микротвердости HV0.025 в поверхностном слое цементованной стали AISI 310S. Штриховой линией обозначена микротвердость стали перед цементацией.

сформирована гладкая поверхность с характерными ямками травления и параметрами шероховатости $R_a = 0.17 \pm 0.05$ мкм и $R_z = 1.80 \pm 0.40$ мкм (см. рис. 6а, 6в). Поверхность цементованной стали AISI 310S характеризуется большей шероховатостью (см. рис. 6б, 6г) по сравнению с электрополированной поверхностью. В частности, после цементации параметр R_a увеличился до 2.40 ± 0.20 мкм, а параметр R_z до 17.60 ± 3.40 мкм. Отметим, что на шероховатость поверхности цементованных сталей могут влиять несколько

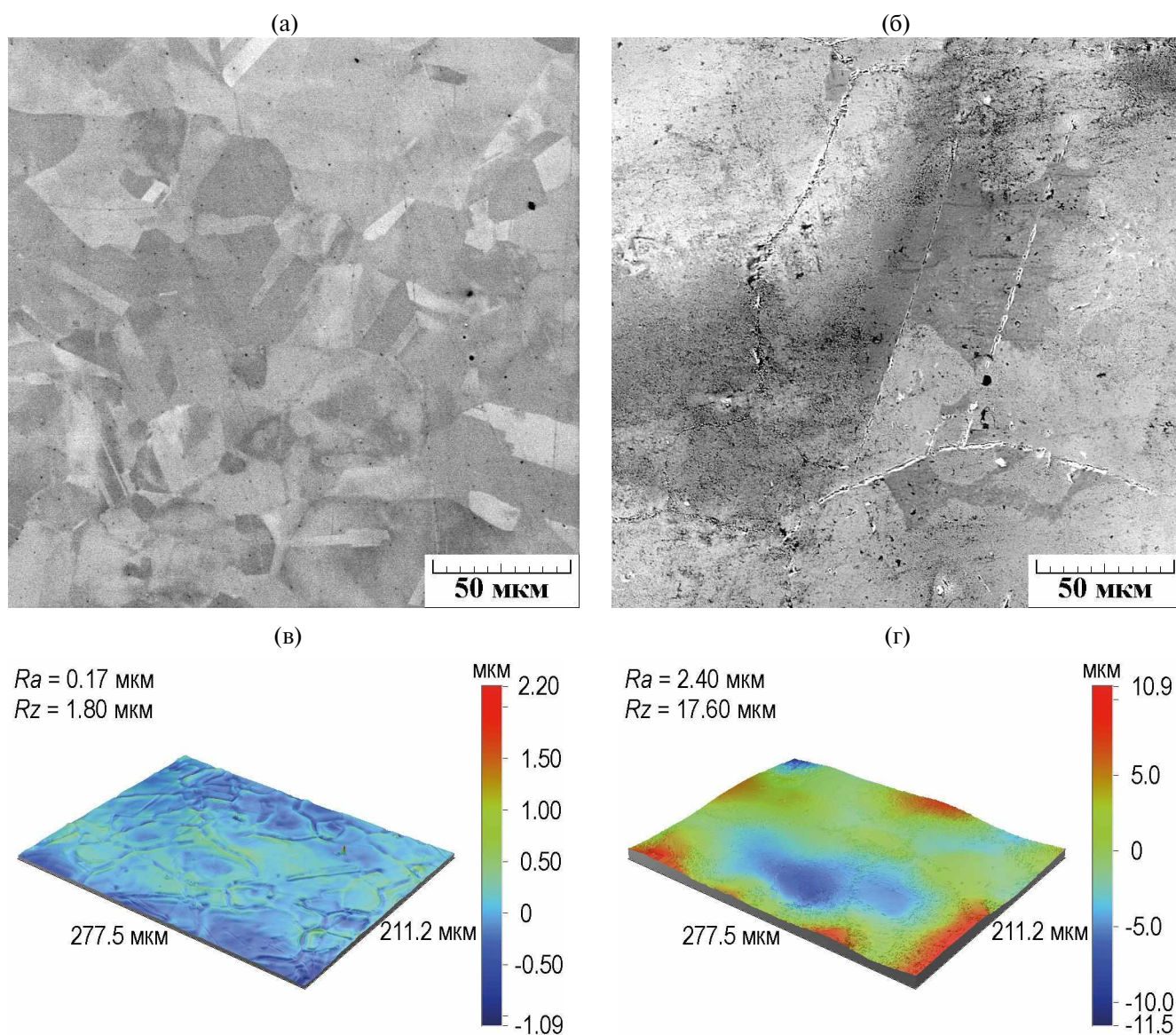


Рис. 6. Вид поверхности (а, б – СЭМ; в, г – оптическая профилометрия) стали AISI 310S перед цементацией (а, в) и после цементации (б, г).

факторов, а именно, пластическая деформация, а также формирование и последующее удаление оксидного слоя. С практической точки зрения, окисление поверхности может быть снижено путем изменения состава карбюризатора.

Известно, что сжимающие напряжения в цементованных сталях могут составлять значительную величину, по разным оценкам, от 1.6 до 5.8 ГПа [44]. Релаксация напряжений происходит путем пластической деформации аустенита, а в структуре стали могут наблюдаться признаки деформации, например, полосы скольжения [45], которые наблюдали в стали AISI 321 [34, 46]. Однако в стали AISI 310S после цементации в аналогичных условиях полосы скольжения не наблюдаются (см. рис. 6б). Это может быть об-

условлено тем, что при цементации стали AISI 310S имеет место более интенсивное карбидообразование, чем при цементации стали AISI 321, содержащей меньшее количество хрома и никеля. Действительно, количественный рентгенофазовый анализ цементованной стали AISI 321 с использованием данных работы [34] показал содержание карбида хрома Cr_{23}C_6 в количестве 8.1 мас. % и цементита Fe_3C в количестве 1.2 мас. %, то есть общее содержание карбидной фазы в четыре раза меньше. По результатам некоторых исследований, увеличение содержания никеля существенно облегчает и ускоряет выделение карбидов в хромоникелевых сплавах с аустенитной структурой. Так, увеличение содержания никеля в хромоникелевом сплаве от 9 до 22 мас. %

привело к росту интенсивности карбидообразования при отжиге в 17 раз, а основными структурными механизмами этого влияния являются ускорение диффузии железа и хрома, а также рост плотности дислокаций [47]. Отметим, что атомы замещения, как и любые примеси, искажают кристаллическую решетку, а возникающие при этом напряжения препятствуют движению и аннигиляции дислокаций, а также способствуют образованию новых дислокаций. Ускорение диффузии, по-видимому, обусловлено снижением плотности упаковки атомов в кристаллической решетке с увеличением содержания никеля, поскольку атомы никеля имеют меньший радиус, чем атомы железа и хрома. Большое количество карбидов приводит к снижению содержания углерода в аустените и, соответственно, более низкому уровню остаточных напряжений. По-видимому, облегченное карбидообразование также является причиной того, что глубина упрочненного слоя в стали AISI 310S (около 200 мкм) оказалась меньше, чем в стали AISI 321 (около 500 мкм) после цементации по аналогичному режиму [34], а также причиной укрупнения карбидов по мере удаления от поверхности (см. рис. 3б, 3в). Известно, что скорость диффузии углерода в металлах на несколько порядков выше, чем в карбидах. Поэтому увеличение толщины карбидного слоя приводит к уменьшению скорости диффузии углерода вглубь металла и ее локализации, что сопровождается зарождением и ростом карбидных частиц преимущественно в местах локализации диффузии.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние жидкостной цементации при температуре 780°C на структуру, химический и фазовый состав, микротвердость и шероховатость поверхности деформационно стабильной аустенитной стали AISI 310S. Установлено, что микроструктура цементованного слоя преимущественно состоит из обогащенного углеродом аустенита (γ -фазы), карбида хрома Cr_7C_3 и цементита Fe_3C . Выявлено, что карбиды выделяются как по границам, так и внутри аустенитных зерен, причем по мере удаления от поверхности стали количество и дисперсность внутризеренных карбидов уменьшается. Присутствовавший в микроструктуре закаленной стали δ -феррит претерпел сфероидизацию при нагреве в процессе цементации.

Установлено также, что жидкостная цементация приводит к повышению микротвердости поверхности стали AISI 310S от 200 до 590 HV0.025. Это обусловлено твердорастворным упрочнением

вследствие насыщения аустенита углеродом и дисперсионным упрочнением в результате выделения карбидов. Общая глубина упрочнения составила около 200 мкм, при этом упрочненный слой является градиентным. Поверхность цементованной стали AISI 310S характеризуется большей шероховатостью ($R_a = 2.40$ мкм, $R_z = 17.60$ мкм) по сравнению с электрополированной поверхностью образцов до цементации ($R_a = 0.17$ мкм и $R_z = 1.80$ мкм), что обусловлено влиянием ряда факторов, в частности, окислением поверхности.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН. Экспериментальные исследования проведены в ЦКП “Пластометрия” ИМАШ УрО РАН.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений / Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. М.: Машиностроение, 1986. 384 с.
2. *Tavares S.S.M., Moura V., da Costa V.C., Ferreira M.L.R., Pardal J.M.* Microstructural changes and corrosion resistance of AISI 310S steel exposed to 600–800°C // *Mater. Charact.* 2009. V. 60. P. 573–578.
3. *Pardal J.M., Carvalho S.S., Barbosa C., Montenegro T.R., Tavares S.S.M.* Failure analysis of AISI 310S plate in an inert gas generator used in off-shore oil platform // *Eng. Fail. Anal.* 2011. V. 18. P. 1435–1444.
4. *Gojic M., Nagode A., Kosec B., Kozuh S., Šavli Š., Holjevac-Grguric T., Kosec L.* Failure of steel pipes for hot air supply // *Eng. Fail. Anal.* 2011. V. 18. P. 2330–2335.
5. *Kosec L., Šavli Š., Kozuh S., Holjevac-Grguric T., Nagode A., Kosec G., Drazic G., Gojic M.* Transformation of austenite during isothermal annealing at 600–900°C for heat-resistant stainless steel // *J. Alloys Compd.* 2013. V. 567. P. 59–64.
6. *Lim T.-H., Hwang E.R., Ha H.Y., Nam S.W., Oh I.-H., Hong S.-A.* Effects of temperature and partial pressure of CO_2/O_2 on corrosion behaviour of stainless-steel in molten Li/Na carbonate salt // *J. Power Sources.* 2000. V. 89. P. 1–6.
7. *Ni C.S., Lu L.Y., Zeng C.L., Niu Y.* Electrochemical impedance studies of the initial-stage corrosion of 310S stainless steel beneath thin film of molten $(0.62\text{Li}, 0.38\text{K})_2\text{CO}_3$ at 650°C // *Corros. Sci.* 2011. V. 53. P. 1018–1024.
8. *Qiana J., Chena Ch., Yua H., Liu F., Yang H., Zhang Zh.* The influence and the mechanism of the precipitate/austenite interfacial C-enrichment on the intergranular corrosion sensitivity in 310S stainless steel // *Corros. Sci.* 2016. V. 111. P. 352–361.
9. *Wang W., Guan B., Li X., Lu J., Ding J.* Corrosion behavior and mechanism of austenitic stainless steels in

- a new quaternary molten salt for concentrating solar power // *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*. 2019. V. 194. P. 36–46.
10. Yu Zh., Liu Zh., Ye F., Ramadini C., Xia L. The degradation mechanism of 304, 310S, 316L and 321 stainless steels in E-scrap smelting slag // *Corros. Sci.* 2022. V. 197. Art. 110098.
 11. Ulmer D.G., Altstetter C.J. Hydrogen-induced strain localization and failure of austenitic stainless steels at high hydrogen concentrations // *Acta Metall. Mater.* 1991. V. 39. No. 6. P. 1237–1248.
 12. Lai C.L., Tsay L.W., Chen C. Effect of microstructure on hydrogen embrittlement of various stainless steels // *Mater. Sci. Eng. A*. 2013. V. 584. P. 14–20.
 13. Chen T.C., Chen S.T., Tsay L.W. The role of induced α' -martensite on the hydrogen-assisted fatigue crack growth of austenitic stainless steels // *Int. J. Hydrogen Energy*. 2014. V. 39. P. 10293–10302.
 14. Neuhaarth J.J., Cavalli M.N. Investigation of high-temperature hydrogen embrittlement of sensitized austenitic stainless steels // *Eng. Fail. Anal.* 2015. V. 49. P. 49–56.
 15. Mohapatra J.N., Kulkarni R., Kumar D.S., Balachandran G. Failure analysis of areal gas distribution skirt plate // *Eng. Fail. Anal.* 2022. V. 131. Art. 105885.
 16. Safari A.R., Forouzan M.R., Shamanian M. Hot cracking in stainless steel 310S, numerical study and experimental verification // *Comput. Mater. Sci.* 2012. V. 63. P. 182–190.
 17. Almomani A., Mourad A.-H.I., Barsoum I. Effect of sulfur, phosphorus, silicon, and delta ferrite on weld solidification cracking of AISI 310S austenitic stainless steel // *Eng. Fail. Anal.* 2022. V. 139. Art. 106488.
 18. Kimura M., Ichihara A., Kusaka M., Kaizu K. Joint properties and their improvement of AISI 310S austenitic stainless steel thin walled circular pipe friction welded joint // *Mater. Des.* 2012. V. 38. P. 38–46.
 19. Mortezaie A., Shamanian M. An assessment of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welds between Inconel 718 and 310S austenitic stainless steel // *Int. J. Press. Vessel. Pip.* 2014. V. 116. P. 37–46.
 20. Zhang C., Neu R.W. Temperature-frequency wear mechanism maps for a heat-resistant austenitic stainless steel // *Wear*. 2023. V. 522. Art. 204844.
 21. Добротворский А.М., Гюлиханданов Е.Л., Масликова Е.И. Дegradaция структуры и свойств труб из теплостойких сталей после длительной эксплуатации на нефтеперерабатывающих предприятиях // Научно-технические ведомости СПбГТУ. 2016. № 1 (238). С. 136–144.
 22. 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.
 23. Макаров А.В., Скорынина П.А., Осинцева А.Л., Юровских А.С., Саврай Р.А. Повышение трибологических свойств аустенитной стали 12Х18Н10Т наноструктурирующей фрикционной обработкой // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2015. № 4 (69). С. 80–92.
 24. 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 [Electronic resource] // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2017. Is. 5. P. 43–62. URL: http://dream-journal.org/issues/2017-5/2017-5_149.html
 25. Наркевич Н.А., Шуленов И.А., Миронов И.П. Структура, механические и триботехнические свойства аустенитной азотистой стали после фрикционной обработки // ФММ. 2017. Т. 118. № 4. С. 421–428.
 26. 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.
 27. Cao Y., Ernst F., Michal G.M. Colossal carbon supersaturation in austenitic stainless steels carburized at low temperature // *Acta Mater.* 2003. V. 51. P. 4171–4181.
 28. Silva I.C., Rebello J.M.A., Bruno A.C., Jacques P.J., Nysten B., Dille J. Structural and magnetic characterization of a carburized cast austenitic steel // *Scripta Mater.* 2008. V. 59. P. 1010–1013.
 29. Fernandes F.A.P., Gallego L.C.C.J. Microstructure of nitrided and nitrocarburized layers produced on a superaustenitic stainless steel // *J. Mater. Sci. Technol.* 2008. V. 2. Is. 2. P. 158–164.
 30. Ceschini L., Chiavari C., Marconi A., Martini C. Influence of the counter material on the dry sliding friction and wear behaviour of low temperature carburized AISI 316L steel // *Tribol. Int.* 2013. V. 67. P. 36–43.
 31. Макаров А.В., Гаврилов Н.В., Самойлова Г.В., Мамаев А.С., Осинцева А.Л., Саврай Р.А. Влияние непрерывного и газоциклического плазменного азотирования на качество наноструктурированной поверхности аустенитной нержавеющей стали // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2017. № 2 (75). С. 55–66.
 32. Саврай Р.А., Скорынина П.А., Макаров А.В., Меньшаков А.И., Гавико В.С. Влияние фрикционной обработки и низкотемпературной плазменной цементации на структуру и фазовый состав метастабильной аустенитной стали // ФММ. 2023. Т. 124. № 5. С. 409–416.
 33. Саврай Р.А., Скорынина П.А., Макаров А.В., Коган Л.Х., Меньшаков А.И. Влияние фрикционной обработки и низкотемпературной плазменной цементации на микротвердость и электромагнитные характеристики метастабильной аустенитной стали // ФММ. 2023. Т. 124. № 8. С. 748–755.
 34. Savrai R.A., Skorynina P.A. Structural-phase transformations and changes in the properties of AISI 321

- stainless steel induced by liquid carburizing at low temperature // *Surf. Coat. Technol.* 2022. V. 443. Art. 128613.
35. Чиркова А.Г., Рубцов А.В., Арсланова А.И., Гафарова В.А., Кузеев И.Р. Силицирование высоколегированной стали из твердой фазы // *Нефтегазовое дело*. 2019. Т. 17. № 4. С. 93–99.
 36. Kononov S., Ivanov Yu., Gromov V., Panchenko I. Fatigue-induced evolution of AISI 310S steel microstructure after electron beam treatment // *Materials*. 2020. V. 13. Is. 20. Art. 4567.
 37. Sun J., Tang H., Wang C., Han Z., Li S. Effects of alloying elements and microstructure on stainless steel corrosion: a review // *Steel Res. Int.* 2022. V. 93. Is. 5. Art. 2100450. P. 1–19.
 38. Kadowaki M., Saengdeejeing A., Muto I., Chen Y., Masuda H., Katayama H., Doi T., Kawano K., Miura H., Sugawara Y., Hara N. First-principles analysis of the inhibitive effect of interstitial carbon on an active dissolution of martensitic steel // *Corros. Sci.* 2020. V. 163. Art. 108251. P. 1–11.
 39. Toraya H. A new method for quantitative phase analysis: Direct derivation of weight fractions from observed intensities and chemical composition data of individual crystalline phases // *Rigaku Journal*. 2018. V. 34. Is. 1. P. 3–8.
 40. Kim B., Celada C., San Martín D., Sourmail T., Rivera-Díaz-del-Castillo P.E.J. The effect of silicon on the nanoprecipitation of cementite // *Acta Mater.* 2013. V. 61. Is. 18. P. 6983–6992.
 41. Arh B., Tehovnik F., Vode F. Transformation of the δ -ferrite in SS2343 austenitic stainless steel upon annealing at 1050°C, 1150°C and 1250°C // *Metals*. 2021. V. 11. Is. 6. Art. 935.
 42. Gigović-Gekic A., Avdusinovic H., Hodžić A., Mandžuka E. Effect of temperature and time on decomposition of δ -ferrite in austenitic stainless steel // *Materials and Geoenvironment*. 2020. V. 67. Is. 2. P. 65–71.
 43. Mateša B., Samardžić I., Dunder M. The influence of the heat treatment on delta ferrite transformation in austenitic stainless steel welds // *Metalurgija*. 2012. V. 51. Is. 2. P. 229–232.
 44. Borgioli F. From austenitic stainless steel to expanded austenite-S phase: formation, characteristics and properties of an elusive metastable phase // *Metals*. 2020. V. 10. Is. 2. Art. 187.
 45. Maistro G., Nyborg L., Vezzu S., Cao Y. Microstructural characterization and layer stability of low-temperature carburized AISI 304L and AISI 904L austenitic stainless steel // *Metall. Ital.* 2015. Is. 11–12. P. 21–30.
 46. Саврай П.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.
 47. Kegg G.R., Silcock J.M. The effect of nickel on the precipitation of chromium carbide in austenite // *Metal Science Journal*. 1972. V. 6. Is. 1. P. 47–56.

STRUCTURE AND SURFACE PROPERTIES OF STABLE AUSTENITIC STEEL SUBJECTED TO LIQUID CARBURIZING AT LOWERED TEMPERATURE

R. A. Savrai¹*, P. A. Skorynina¹, and Yu. M. Kolobylin¹

¹Gorkunov Institute of Engineering Science, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, 620049 Russia

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

The paper studies the structure, chemical and phase composition, microhardness, and surface roughness of heat-resistant chromium–nickel (in wt %: 24.27 Cr and 18.81 Ni) austenitic steel subjected to liquid carburizing at a temperature of 780°C. It is established that the microstructure of the carburized layer predominately consists of carbon-rich austenite (γ -phase), chromium carbide Cr_7C_3 , and cementite Fe_3C . It is revealed that carbides precipitate both at boundaries and inside the austenite grains; as we move away from the steel surface, the amount and dispersity of intragranular carbides decreases. It is also established that liquid carburizing leads to an increase in the microhardness of steel surface from 200 to 590 HV0.0025. The total depth of hardening is approximately 200 μm , and the hardened layer is gradient-wise. The surface of the carburized steel is characterized by large surface roughness ($R_a = 2.40 \mu\text{m}$ and $R_z = 17.60 \mu\text{m}$), compared to the electropolished surface of specimens before carburizing ($R_a = 0.17 \mu\text{m}$ and $R_z = 1.80 \mu\text{m}$), which is caused by several factors, including, e.g., oxidation of the surface.

Keywords: heat-resistant austenitic steel, liquid carburizing, structure, phase composition, microhardness, surface roughness