

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-207-217>

УДК 66.017.15, 669.14

ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ НЕРЖАВЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЯ

А. М. Урыккалиев¹, Д. Ерболатұлы^{2*}, Г. У. Ерболатова¹, А. В. Градобоев³, Д. Б. Буйткенов²

¹ НАО «Восточно-Казахстанский технический университет им. Д. Серикбаева», Усть-Каменогорск, Казахстан

² НАО «Восточно-Казахстанский университет им. С. Аманжолова», Усть-Каменогорск, Казахстан

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

* E-mail для контактов: e_dosym@mail.ru

Исследованы особенности структурно-фазового состояния и изменения свойств поверхности нержавеющей стали 12X18H10T и 08X18H9 после термической обработки, прокатки и напыления покрытия. Применение способа обработки, включающий напыление алюминия и отжиг при 700 °С (1 ч) с медленным нагревом (250 °С/час) до заданной температуры позволил значительно увеличить микротвердость, износостойкость поверхности стали 12X18H10T. Существенное повышение микротвердости и износостойкости стали после такой обработки объясняется образованием новой упорядоченной фазы Fe₃Al с ГЦК-решеткой.

Ключевые слова: нержавеющая сталь, твердость, структура, фазовое состояние, покрытие, отжиг.

ВВЕДЕНИЕ

Вопросы модифицирования рабочих деталей промышленного оборудования, в частности насосной техники, с улучшением их характеристик и долговечности в условиях откачки не только абразивных, но и кислотосодержащих растворов, представляют актуальность, так как эти решения дают возможность производителям конкурировать на рынке насосного оборудования. Исследования нержавеющей стали, используемых для насосной техники и в реакторостроении, являются актуальной задачей, поскольку их структурно-фазовое состояние непосредственно влияет на технологические и эксплуатационные свойства.

Ранее [1] исследованы вертикальные погружные насосы типа ПНВ. В результате ресурсосберегающими способами изготовлены рабочие колеса, улитки, корпус подшипникового узла, корпус вала насоса, переходная плита и втулки из стали 12X18H10T, которые внедрены в производство насосов на предприятии ТОО Стальмашком (г. Усть-Каменогорск). Традиционно применяемая технология литья деталей энергозатратная, не позволяет в полной мере использовать весь ресурс стали 12X18H10T, поскольку в структуре литого металла присутствует множество дефектов и неоднородностей, таких как ликвация, дендритная структура, поры и т.д.

При изготовлении корпуса насоса, импеллера и улиты вместо затратного процесса литья была применена сварочная технология из готового листового металла, которая отработана на нержавеющей стали 12X18H10T [2].

В связи с тем, что указанные насосы работают в абразивных и агрессивных средах, частый износ рабочих поверхностей требует замены всей деталей из дорогостоящей стали. Наибольшему износу подвергаются рабочее колесо, внутренние зоны турбулентности улиты, участок вала под уплотнения, сальники,

втулки, подшипники, гайки и др. Одной из самых дорогостоящих деталей химических насосов, подвергающихся износу, является рабочее колесо из-за сложной геометрии, энергозатратных технологий литья, необходимости прецизионной мехобработки. Поэтому задача получения и модификации поверхности деталей насосов эффективными и доступными материалами и технологиями представляет не только научную, но и практическую ценность.

В работе [3] были исследованы структура и трибологические свойства покрытий на основе Al₂O₃ и ZrO₂, нанесенных методом детонационного напыления на аустенитную сталь. После нанесения покрытий микротвердость увеличилась в три раза, достигнув максимального значения более 11 ГПа. Для стали с покрытием ZrO₂ коэффициент трения снизился почти вдвое K = 0,330. Отмечено повышение абразивной износостойкости.

В обзоре [4] проводится критический анализ и обсуждение коррозионного поведения расширенных фаз и модифицированных слоёв нержавеющей стали. По мнению авторов, высокое содержание атомов азота и углерода в расширенных фазах оказывает благоприятное воздействие, изменяя как пассивную плёнку, так и основной материал, повышая коррозионную стойкость в различных средах. В работе [5] было изучено газовое азотирование покрытий из стали AISI 316L, нанесенных методом высокоскоростного кислородно-топливного напыления (HVOF). В состоянии после напыления было обнаружено успешное обогащение азотом, тогда как пассивация предотвращает диффузию после термической обработки в растворе.

В работе [6] изучены трибологические свойства покрытий WC-12%Co и Al₂O₃, осажденных детонационным методом на поверхности стали 12X18H10T. Микротвердость 392,32 HV; для покрытий WC-12Co – 1332,3 HV и Al₂O₃ – 805,50 HV. Наибольшую стой-

кость всем видам износа имеет покрытие WC-12%Co. Для работы в условиях износа скольжения покрытия рекомендовано покрытие на основе Al₂O₃.

Различные технологии нанесения покрытия из Al на стали, а также варианты их применения в промышленности проанализированы в работе [7]. Алюминиевое покрытие защищающую сталь от коррозии.

В работе [8] было исследовано влияние прокатки и отжига на структуру и магнитные характеристики стали 12X18H10T, а также изучены напряжения течения образцов при высокотемпературной деформации.

Целью настоящей работы является исследование особенностей изменения структуры, фазового состава и свойств поверхности нержавеющей стали после термической обработки и вакуумного напыления алюминия.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

В качестве материалов для исследования были выбраны нержавеющие стали аустенитного класса – сталь 12X18H10T [6] и сталь 08X18H9 (AISI 304) [6]. Химический состав, (%) стали 12X18H10T: (основа – Fe, C – 0,12, Cr – 17–19, Ni – 9–11, Ti – 0,4–1, Si – до 0,8, Cu – до 0,3, Mn – до 2, P – до 0,035, S – 0,032), химический состав стали 08X18H9 (основа – Fe, C – 0,8, Cr – 17–19, Ni – 8–10, Si – до 0,8, Ti – 0,5, Cu – до 0,3, Mn – 0,2, P – 0,035 и S – 0,02). Оптимальной термической обработкой для этих сталей является закалка с 1050 °С в воду, после закалки механические свойства характеризуются максимальной вязкостью ($K_{CU} = 286 \text{ Дж/см}^2$) и пластичностью ($\delta = 35\text{--}40\%$), не высокими прочностью ($\sigma_b = 520\text{--}560 \text{ МПа}$) и твёрдостью (HV 140–179).

Тип металлопроката из которых отобраны исследуемые образцы – листы толщиной 2,5–5 мм.

Для исследования морфологии поверхности образцов использовали сканирующий электронный микроскоп. Элементный состав покрытий анализировался с использованием встроенного в сканирующий электронный микроскоп энергодисперсионного рентгеновского спектрометра (EDS).

Рентгенофазовый анализ образцов проводился с помощью дифрактометра Xpert PRO ($U = 40 \text{ кВ}$, $I = 30 \text{ мА}$, излучение $\text{CuK}\alpha$) в точечном режиме со сканирующим шагом $2\theta = 0,02^\circ$ (PANalytical, Нидерланды).

Микротвёрдость образцов измерялась с использованием прибора Металаб 502 по методике ISO 6507-1 – Металлы. Испытание на твёрдость по Виккерсу. Параметры измерения: нагрузка 50–200 г в зависимости от состояния образцов и покрытия, время выдержки 10 с.

Для определения трибологических свойств покрытий использовался трибометр TRB³. Скользящая пара состояла из неподвижного стального шара диаметром 3 мм и твёрдостью $62 \pm 2 \text{ HRC}$ (сталь 100Cr6), прижатого к вращающемуся диску из стали 12X18H10T. Испытание проводили с линейной скоростью 0,03 м/с.

Вакуумное напыление алюминия производили на вакуумном посту ВУП-5 резистивным методом. Толщина покрытия регулировалась временем напыления и скоростью испарения и для экспериментов выбрана ~ 15 мкм. Термическую обработку образцов проводили в печи СУОЛ-0,4.4/12-М2-У4.2 в вакууме. Прокатку образцов проводили на прокатном стане при комнатной температуре. Термическая обработка в виде закалки, отпуска, а также прокатка были проведены с целью установления особенностей изменения свойств и структуры нержавеющей стали для создания основ выбора оптимальных условий обработки объемных деталей, в частности насосов, а исследование покрытий для поверхностного упрочнения наиболее изнашиваемых деталей.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Были проведены испытания на микротвёрдость образцов стали 08X18H9 в состоянии поставки, после закалки от 1100 °С (10 мин) в воде, а также отпусков в интервале температур 450–650 °С с выдержкой 1 час. Установлено, что после закалки микротвёрдость стали возрастает по сравнению с исходным состоянием, тогда как последующий отпуск приводит к её снижению (таблица 1).

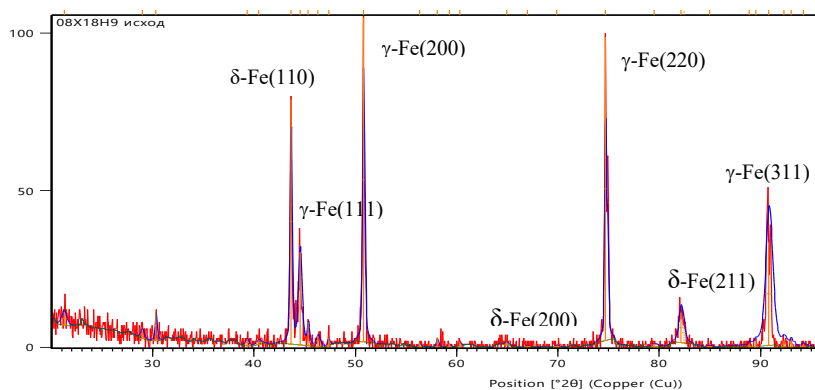
Таблица 1. Показатели микротвёрдости образцов стали 08X18H9 после обработок

Вид термической обработки	HV ₁	HV ₂	HV ₃	H, МПа
Исходное состояние	196	199	200	1944
После закалки (1100 °С, 10 мин)	245	267	277	2577
Закалка + отпуск (450 °С, 1 час)	173	178	184	1748
Закалка + отпуск (550 °С, 1 час)	168	169	171	1659
Закалка + отпуск (650 °С, 1 час)	173	176	176	1715

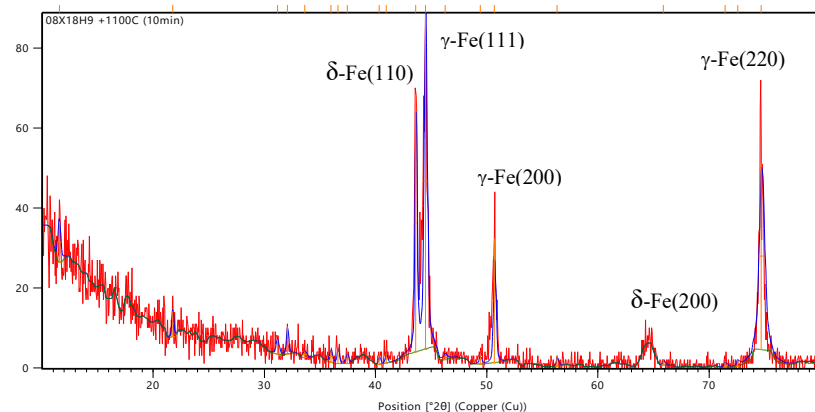
Повышенная микротвёрдость стали 08X18H9 после закалки по сравнению с исходным и отпущенным состояниями обусловлена твёрдорастворным упрочнением пересыщенного аустенита, высокой плотностью дефектов кристаллической решётки и наличием остаточных закалочных напряжений; при отпуске эти факторы частично устраняются, что приводит к снижению микротвёрдости (таблица 1). О высокой плотности дефектов после закалки свидетельствуют исследования структуры (много двойников, см. ниже), уширение дифракционных линий, а смещение пиков и изменение параметров решеток матрицы (с 3,56 до 3,59 Å) подтверждают искажение решётки (твёрдый раствор).

Рентгенофазовый анализ показал, что в состоянии поставки структура стали 08X18H9 представлена γ -аустенитом с ГЦК-решёткой ($a = 3,59 \text{ \AA}$) с присутствием слабых рефлексов вторичной фазы с ОЦК-решёткой, идентифицированной как остаточный δ -феррит. Идентификация данных рефлексов именно как δ -феррита, а не α -феррита или α' -мартенсита, основана на совокупности факторов.

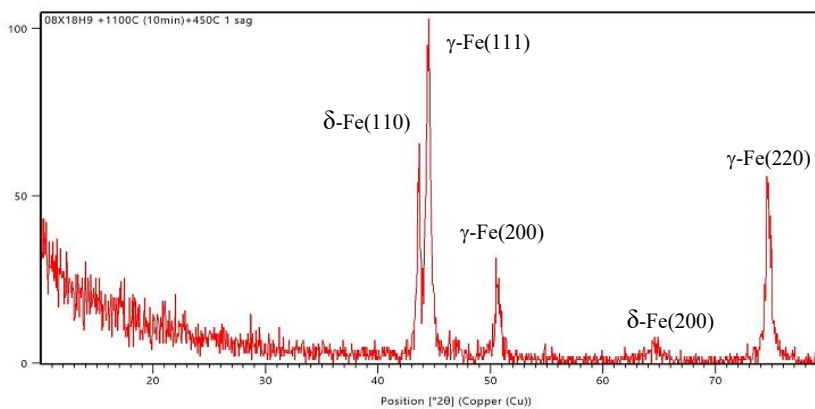
ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ НЕРЖАВЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЯ



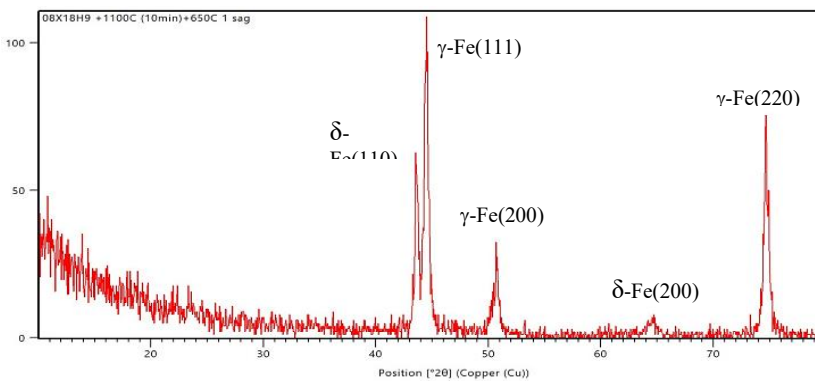
а) исходное состояние



б) закалка от 1100 °С (10 мин)



в) отпуск при 450 °С (1 ч)



г) отпуск при 650 °С (1 ч)

Рисунок 1. Дифрактограммы стали 08X18H9 в исходном и термически обработанном состоянии

Во-первых, α' -мартенсит термодинамически нестабилен и полностью растворяется при нагреве до температур 1000–1100 °С. В стали с ~ 9% Ni равновесная α -фаза также термодинамически нестабильна при температурах выше 800 °С и полностью переходит в γ -аустенит. Во-вторых, при последующей закалке от 1100 °С (10 мин) с охлаждением в воде наблюдается сохранение ОЦК-рефлексов, что исключает их принадлежность мартенситу. В-третьих, как показано будет ниже, морфология вторичной фазы (островки и цепочки) соответствует остаточному δ -ферриту, формирующемуся при кристаллизации и частично сохраняющемуся вследствие ограниченной диффузии легирующих элементов.

В сварных швах и литых изделиях δ -феррит присутствует в количестве 4–12% для предотвращения горячих трещин, однако его избыток (более 10%) снижает коррозионную стойкость и пластичность, поэтому надо стараться не превышать содержание δ -феррита выше 10%, варьируя продолжительностью выдержки в процессе отжига. Также установлено, что при увеличении времени выдержки при 1100 °С до 120 мин или повышении температуры закалки до 1200 °С (10 мин) интенсивность ОЦК-рефлексов снижается вплоть до их исчезновения, что свидетельствует о растворении δ -феррита и выравнивании химического состава.

По данным металлографических исследований, проведенных с помощью оптической (ОМ) и растровой электронной микроскопии (РЭМ) после всех видов термической обработки структура представлена зернами γ -аустенита (рисунок 2). Средний размер зерна увеличивается от ~ 25 мкм в исходном состоянии до ~ 60 мкм после закалки от 1100 °С (10 мин) и до ~ 70 мкм после последующего отпуска при 650 °С (1 ч). При отпуске плотность двойников уменьшается (рисунок 2в, г) по сравнению с закаленным состоянием.

Особенностью структурно-фазового состояния исходных и термообработанных образцов является наличие мелких ($d \approx 4$ мкм) сфероидальных частиц, локализованных преимущественно по границам зёрен в виде островков и цепочек (рисунок 2а-е). По данным энергодисперсионного анализа (таблица 2, рисунок 2е) установлено, что данные частицы имеют состав, близкий к матрице, с незначительным повышением содержания Cr (на ~ 0,2–0,4 мас.%) и снижением содержания Ni (на ~ 0,3–0,5 мас.%). Существенного обогащения углеродом не выявлено (с учётом ограничений метода EDS). Указанные особенности химического состава проанализированных частиц не соответствуют карбидам типа $M_{23}C_6$, для которых характерно значительное обогащение хромом и практически полное отсутствие никеля.

Обнаруженные частицы вторичной фазы не могут быть карбидами типа $M_{23}C_6$, поскольку они в стали 08X18H9 характеризуются высоким содержанием хрома при незначительном участии железа и практически полном отсутствии никеля, что не соответствует данным микроанализа.

Таблица 2. Данные микроанализа элементного состава (% по массе) участков структуры на рисунке 2е

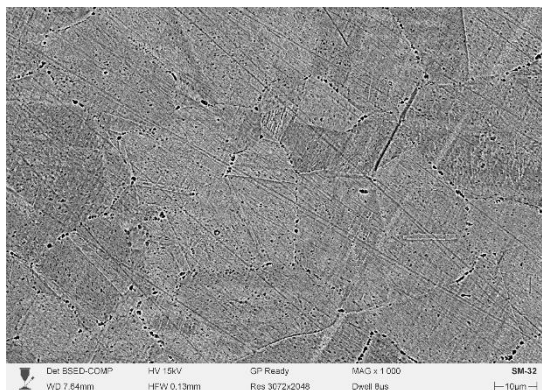
Spectrum	C, %	Cr, %	Mn, %	Fe, %	Ni, %
Spectrum 1	2,27	18,36	1,08	71,19	7,10
Spectrum 2	2,22	18,63	0,77	71,16	7,21
Spectrum 3	2,59	18,64	0,96	70,86	6,96
Spectrum 4	2,04	18,60	1,08	71,22	7,06
Spectrum 5	2,52	18,24	1,04	70,56	7,64
Spectrum 6	3,12	18,56	0,95	69,98	7,39
Spectrum 7	3,40	18,35	1,03	69,81	7,41
Spectrum 8	2,46	18,35	0,89	70,66	7,63
Mean	2,58	18,49	0,98	70,58	7,38
Sigma	0,46	0,15	0,11	0,46	0,23

Установлено, что при увеличении времени выдержки закалки при 1100 °С до 120 мин или повышении температуры закалки до 1200 °С (10 мин) частицы второй фазы не обнаруживаются, в структуре наблюдаются характерные для аустенита двойники (пакеты), а также разноразмерность (рисунок 2ж, з).

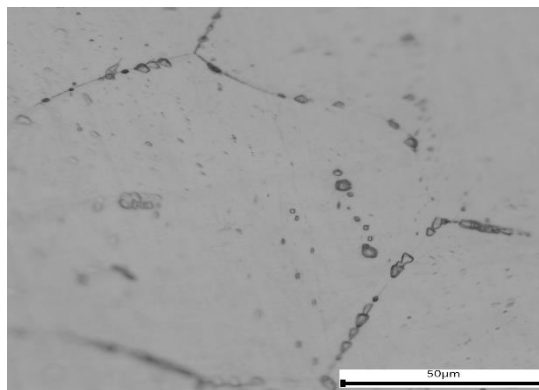
Для стали 12X18H10T уровень твердости такой же, как у 08X18H9 – в исходном состоянии микротвердость стали 12X18H10T составила 2500 МПа. Фазовое состояние стали 12X18H10T в исходном состоянии и после закалки такое же, как у предыдущей стали, то есть γ -аустенит и остаточный δ -феррит (рисунок 3а). δ -феррит диффузионно растворяется в γ -аустените при температурах гомогенизационного отжига выше 1100 °С или при увеличении продолжительности выдержки более 1 часа (иногда до 8 часов). Если Ni достаточно, то он диффундирует в δ -феррит, Cr выравнивается по объёму и δ постепенно растворяется в γ .

После прокатки на 80% микротвердость стали увеличилась до 5370 МПа. Такое значительное увеличение твердости стали можно объяснить не только деформационным упрочнением (наклеп), но как показывают результаты рентгенфазового анализа (рисунок 3б) эффект упрочнения стали в большей степени связан с образованием деформационного мартенсита α' с ОЦТ-решеткой бездиффузионным механизмом γ (аустенит) \rightarrow α' (мартенсит). Причем при степенях обжатия 80% и выше доля мартенсита составляет большую часть (рисунок 3б). Поскольку при холоднотермометрированной обработке исключается протекание диффузии элементов, то образование зерен ферритов не протекает.

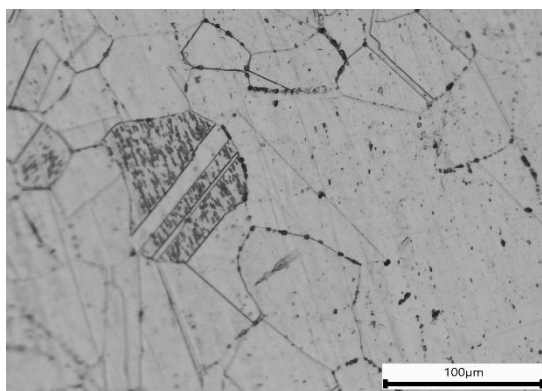
ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ НЕРЖАВЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЯ



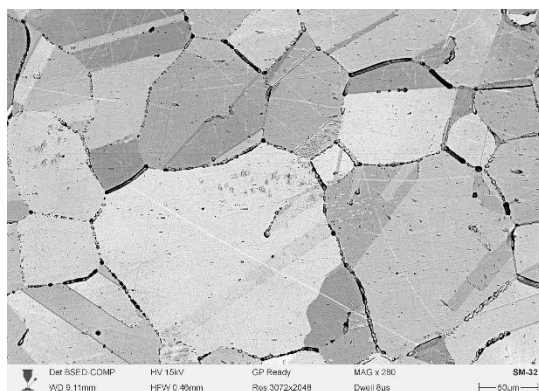
а) (РЭМ) – исходное состояние



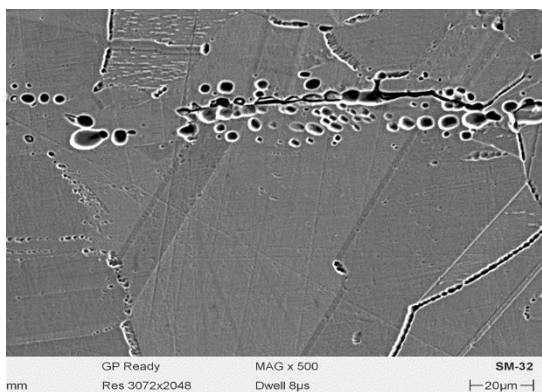
б) (ОМ) – закалка от 1100 °С (10 мин)



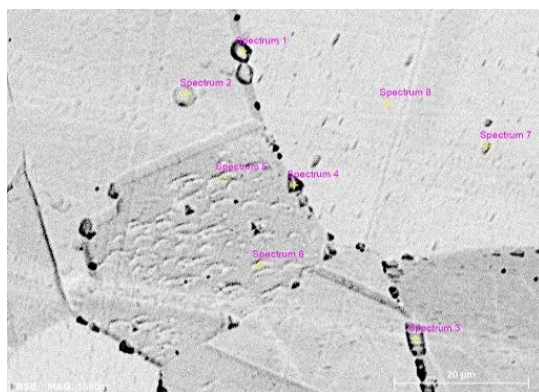
в) (ОМ) – закалка и отпуск при 650 °С (1 час)



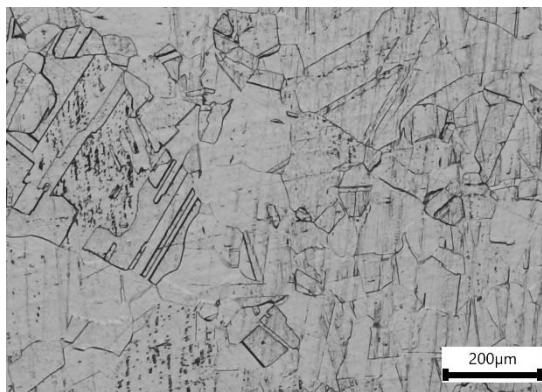
г) (РЭМ) – закалка и отпуск при 650 °С (1 час)



д) (РЭМ) – закалка и отпуск при 650 °С (1 час)



е) (РЭМ) – закалка и отпуск при 650 °С (1 час)



ж) (ОМ) – закалка от 1100 °С (2 часа)



з) (РЭМ) – закалка от 1100 °С (2 часа)

Рисунок 2. Микроструктура стали 08Х18Н9 до и после термической обработки

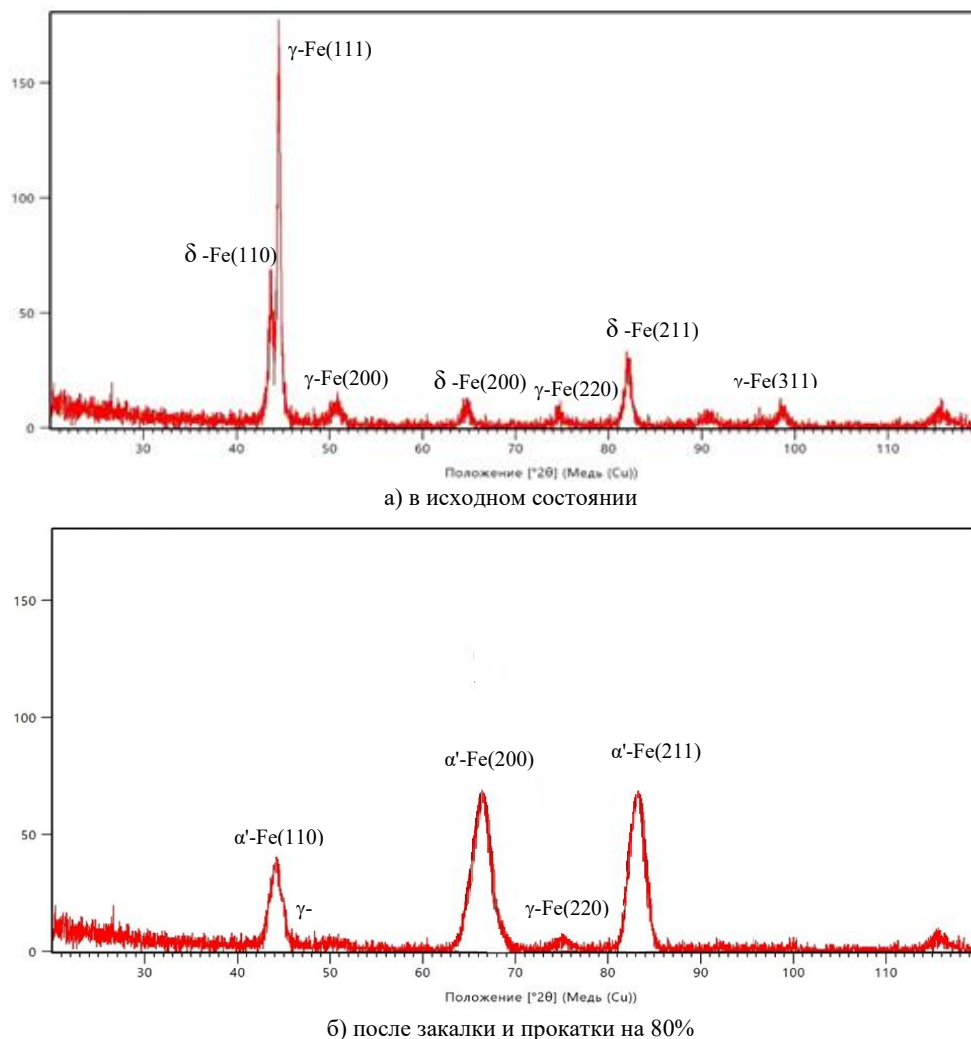


Рисунок 3. Диффрактограммы нержавеющей стали 12X18H10T в исходном и прокатанном состояниях

Как показывают результаты предыдущих испытаний такая мартенситная структура в стали 12X18H10T при последующем высокотемпературном растяжении трансформируется, но не проявляет ярко выраженного эффекта сверхпластичности, характерного для аустенитных дисперсионно-твердеющих Ni-Cr, Fe-Ni-Cr сплавов, поскольку относительное удлинение образцов до разрыва не превышает 190% [8]. α' -мартенсит при высокотемпературном растяжении, также как при отжиге в стали 12X18H10T при определенных температурах подвергается обратному превращению и рентгенодифракционным методом не обнаруживается. Причем, совмещенное действие температуры и деформации приводит к инициализации процесса перехода α' -мартенсит \rightarrow γ -аустенит и снижению температуры перехода с 920 °C на 780 °C.

Уровень твердости и износостойкости рассматриваемых сталей нержавеющей класса ограничивают использование их для ответственных деталей, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания.

Поэтому было изучено возможность получения износостойких покрытий вакуумным напылением алюминия с последующей термической обработкой.

На рисунке 4 представлены результаты измерения микротвердости стали 12X18H10T после вакуумного напыления алюминия и отжига при 600–800 °C (1 час) при скорости нагрева \sim 700 °C/30 мин. Выбор температур и времени отжига образцов после напыления связан с тем, что при пониженных температурах и малых выдержках диффузия элементов не активная и образование интерметаллидных фаз затруднительно, а при слишком высоких температурах и продолжительных выдержках возможно оплавление и испарение алюминиевого покрытия, к тому же это энергетически невыгодно.

Диффузионный отжиг при 600 °C не приводит к существенному изменению твердости поверхности с покрытием (рисунок 4). Только при 700 °C наблюдается заметное увеличение микротвердости поверхности стали до 3150 МПа. При дальнейшем повышении температуры отжига до 800 °C микротвердость образца понижается до значения $H = 1850$ МПа.

ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ НЕРЖАВЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЯ

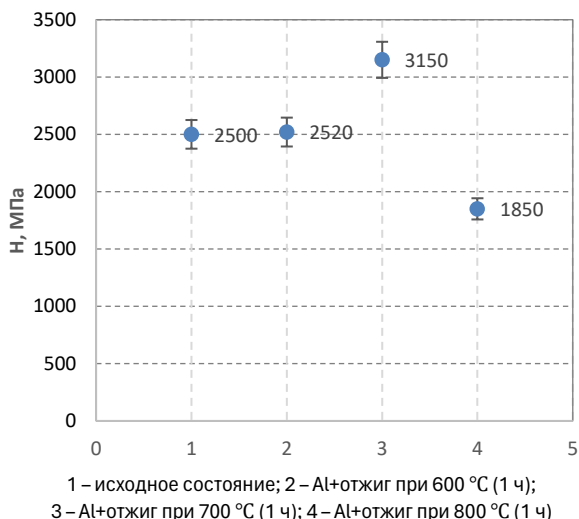


Рисунок 4. Микротвердость исходной стали 12X18H10T и отожженных алюминиевых покрытий

В дальнейшем нами проведено исследование микроструктуры поверхности образцов на растровом электронном микроскопе (рисунок 5). Установлено, что во время отжига напыленных образцов происходит неравномерное покрытие алюминием, который располагается на поверхности островками (рисунок 5а, б). Таким образом при скоростном нагреве Al быстро достигает $T_{пл} \sim 660$ °C (плавление) не успевает диффундировать, γ -Fe(Ni,Cr) плохо смачивается Al и происходит деветтинг (dewetting) алюминиевого покрытия. В результате существенного образования упорядоченной упрочняющей фазы не наблюдается.

В дальнейшем, для установления химического состава нами проведен микроанализ по общему объему поверхности, со светлых и темных участков (таблица 3, рисунок 4).

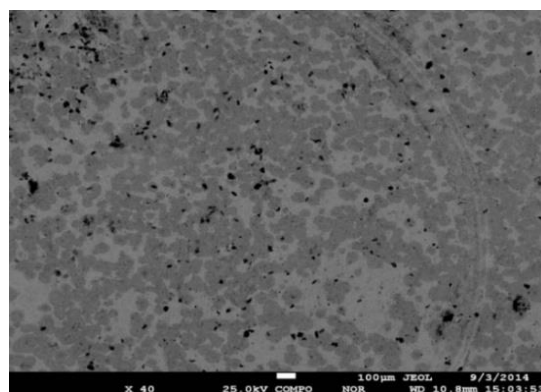
Таблица 3. Данные микроанализа с поверхности образца

	C	O	Al	Si	Cr	Fe	Ni	ВСЕГО
По общей поверхности	13,3	7,7	5,36	0,25	12,3	53,16	7,93	100
Со светлых участков	8,65	5	2	0,38	15,4	60,86	7,71	100
С темных участков	19,5	6,84	5,79	0,27	11,49	46,20	9,91	100

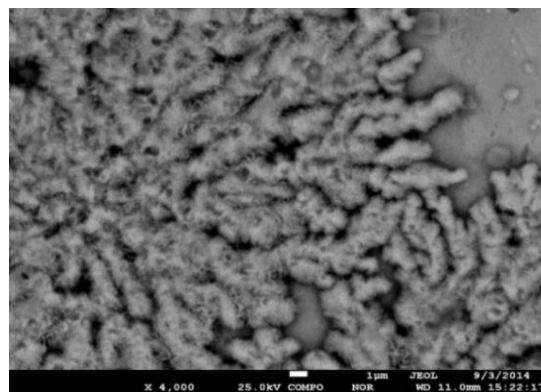
Из результатов микроанализа установлено, что содержание Al в темных участках составляет 5,79% а в светлых участках 2%. Поскольку в химическом составе исходного образца Al нет, то наличие Al после напыления и отжига указывает на то, что в алюминий частично диффундировал в матрицу.

В дальнейшем, для усиления диффузии алюминия в матрицу и улучшения адгезии покрытия нами проведен отжиг образцов стали с алюминиевым покрытием с медленным нагревом до температур выдержки в течение трех часов и выдержка при температурах 400, 600, 700 и 800 °C в течение одного часа.

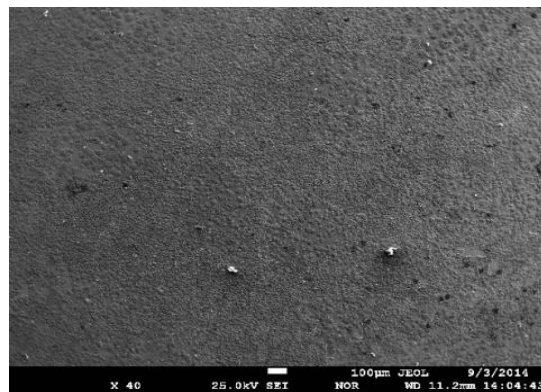
Отжиг с медленным (~ 250 °C/час) нагревом до 700 °C привел к более равномерному покрытию на поверхности стали по сравнению со скоростным нагревом (рисунок 5). Предположительно при отжиге в поверхностных слоях стали проходят диффузионные процессы и образование новой упрочняющей фазы. При этом медленный нагрев исключает удаление алюминия с поверхности, ранее наблюдаемое при более высоких скоростях нагрева. Энергодисперсионным анализом установлено, что содержание алюминия в участках с напылением составляет $\sim 35\%$, что значительно выше, чем после отжига со скоростным нагревом.



а) при повышенной скорости нагрева (~ 700 °C/30 мин)



б) при повышенной скорости нагрева (~ 700 °C/30 мин)

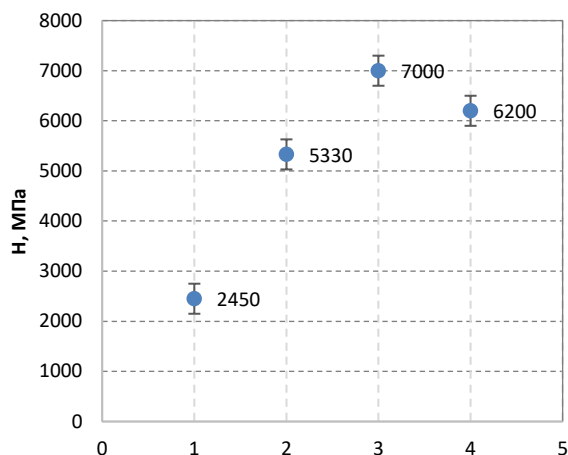


в) при сниженной скорости нагрева (~ 250 °C/час)

Рисунок 5. Структура поверхности стали 12X18H10T+Al+отжиг при 700 °C (1 ч)

ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ НЕРЖАВЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЯ

Как видно из рисунка 6, микротвердость максимальна у образцов после медленного нагрева и отжига при 700 °С (1 ч), которая составила $H_{\mu} = 7000$ МПа, что почти в три раза больше, чем у исходного образца. Этот результат, свидетельствующий об эффективности примененной обработки имеет важное практическое значение.



1 – Al+отжиг при 400 °С (1 ч); 2 – Al + 600 °С (1 ч); 3 – Al + 700 °С (1 ч); 4 – Al+ 800 °С (1 ч)

Рисунок 6. Микротвердость стали 12X18H10T после напыления Al и отжига со сниженной скоростью нагрева

При нагреве под закалку δ -феррит растворяется в γ -аустените при температуре 1150 °С (рисунок 7а). Действительно, рентгенофазовые исследования показывают: наблюдаемое упрочнение нержавеющей стали после вакуумного напыления Al и отжига при 700 °С обусловлено реакционной диффузией алюминия с образованием упорядоченного интерметаллида Fe_3Al , что подтверждается появлением характерных линий на дифрактограммах (рисунок 7б, в). Al при медленном повышении температуры до 700 °С постепенно диффундирует в Fe, образует переходную зону Fe–Al, успевает сформироваться Fe_3Al и упорядочиться ($D0_3$), о чем свидетельствуют сверхструктурные рефлексы на дифрактограмме.

Эти результаты согласуются с данными работы [9] где было установлено, что при диффузионном соединении алюминидного материала с аустенитной нержавеющей сталью (Cr18–Ni8 \approx аналог 08X18H9) в реакционном слое образуются интерметаллиды – FeAl, Fe_3Al , Ni_3Al и α -Fe(Al).

Условия испытания образцов на износостойкость указаны в таблице 4. Как показывают результаты испытания (таблица 3) износостойкость поверхности стали 12X18H10T после вакуумного напыления алюминия и последующего диффузионного отжига увеличилась почти на 2 порядка.

Таблица 4. Трибологические параметры испытания стали 12X18H10T на износ

	Диаметр круга вращ. индентора, мм	Диаметр шара (индентора), мм	Нагрузка, мН	Среда
Исходное состояние	3	3	310	воздух
Напыление Al+700 °С (1 ч) с медленным нагревом	3	3	310	воздух

Характеристики износостойкости образцов стали 12X18H10T после испытания на износостойкость приведены в таблице 5. После приложенных трибологических параметров, указанных в таблице 2, износостойкость образцов стали 12X18H10T после отжига при 700 °С (1 ч) увеличилась по сравнению с исходным состоянием почти в 6 раз (таблица 5). Эти данные коррелируют с данными, полученными при испытании образцов на микротвердость.

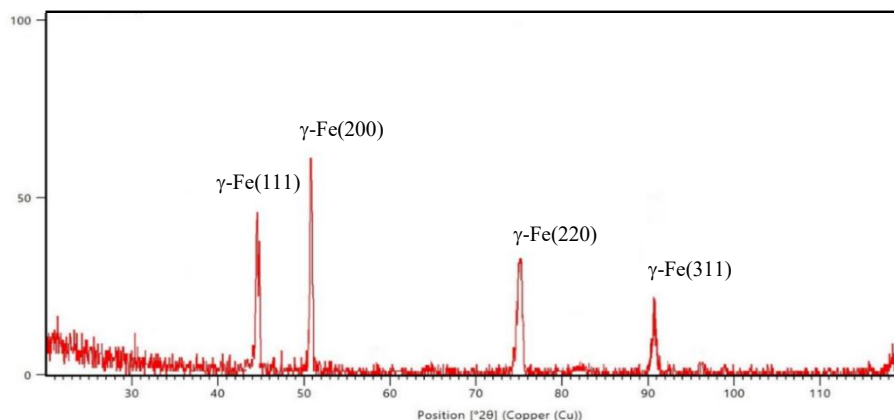
Таблица 5. Характеристики износостойкости образцов стали 12X18H10T

	Диаметр бороздки, мм	Объем материала, мкм ³	Длина пути шара, м	Кэф-фици-ент трения	Интенсив-ность износа, м ³ /Н·м
Исходное состояние	3	19483	60	0,632	0,0003672
Напыление Al+700 °С (1 ч)	3	14968	60	0,833	0,0000627

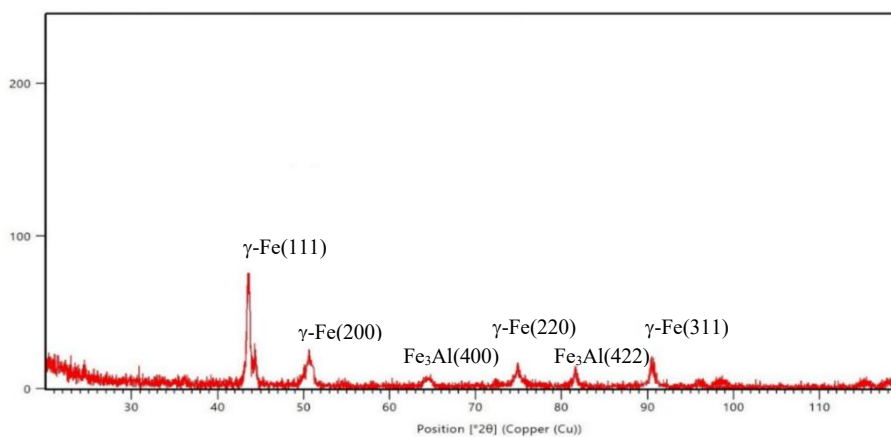
ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате проведенных исследований установлено, что основным фазовым компонентом нержавеющей сталей 08X18H9 и 12X18H10T в исходном состоянии и после закалки от 1100 °С (10 мин) является γ -аустенит с ГЦК-решёткой с присутствием незначительного количества остаточного δ -феррита, сохраняющегося при данных режимах термической обработки. Показано, что отпуск в интервале температур 450–650 °С (1 ч) не приводит к изменению фазового состава, однако сопровождается снижением микротвёрдости (до $\sim 30\%$) вследствие релаксации остаточных напряжений и уменьшения плотности дефектов кристаллической решётки. Установлено, что холодная прокатка со степенью деформации 80% приводит к существенному повышению микротвёрдости (до ~ 5370 МПа), что обусловлено как деформационным упрочнением, так и образованием значительной доли деформационного α' -мартенсита по бездиффузионному механизму $\gamma \rightarrow \alpha'$. При последующем нагреве α' -мартенсит претерпевает обратное превращение в γ -аустенит.

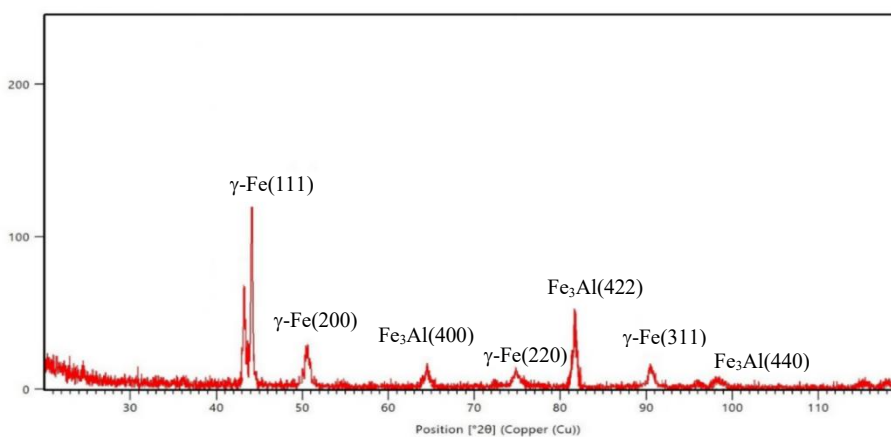
ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ НЕРЖАВЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЯ



а) после закалки от 1150 °С (30 мин)



б) Al+600 °С (1 ч)



в) Al+700 °С (1 ч)

Рисунок 7. Дифрактограммы стали после вакуумного напыления и термической обработки 12X18H10T

Показано, что применение вакуумного напыления алюминия с последующим диффузионным отжигом является эффективным способом поверхностного упрочнения нержавеющей стали. Установлено, что режим отжига при 700 °С (1 ч) с медленной скоростью нагрева (~ 250 °С/ч) обеспечивает формирование более равномерного покрытия и развитие диффузионных процессов в поверхностном слое. Максимальное повышение микротвёрдости (до ~ 7000 МПа) и существенное увеличение износостойкости достигаются

именно при данном режиме обработки, что свидетельствует о его оптимальности. На основании рентгенофазового анализа установлено, что упрочнение связано с реакционной диффузией алюминия и образованием упорядоченной интерметаллидной фазы Fe_3Al (структура DO_3) в поверхностном слое. Формирование данной фазы обеспечивает значительное повышение твёрдости и износостойкости материала.

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. Ерболатулы Д., Тусупжанов А.Е., Кантай Н., Очередько И.А. Улучшение технических характеристик промышленных насосов за счет оптимизации их конструкций и технологии производства // Региональный вестник Востока. – 2015. – № 3. – С. 18–23. [Erbolatuly D., Tusupzhanov A.E., Kantay N., Ochered'ko I.A. Uluchshenie tekhnicheskikh kharakteristik promyshlennykh nasosov za schet optimizatsii ikh konstruktivnykh i tekhnologii proizvodstva // Regional'nyy vestnik Vostoka. – 2015. – No. 3. – P. 18–23.]
2. Найманкумарулы Е., Ерболатулы Д. Исследования деталей и конструкций промышленных насосов, работающих в агрессивных средах // Региональный вестник Востока. – 2015. – № 2 (66). – С. 52–57. [Naymankumaruly E., Erbolatuly D. Issledovaniya detaley i konstruktivnykh promyshlennykh nasosov, rabotayushchikh v agressivnykh sredakh // Regional'nyy vestnik Vostoka. – 2015. – No. 2 (66). – P. 52–57.]
3. Rakhadilov B., Kantay N., Sagdoldina Zh., Erbolatuly D., Bektasova G., Paszkowski M. Experimental investigations of Al₂O₃- and ZrO₂-based coatings deposited by detonation spraying // Materials Research Express. – 2021. – Vol. 8, No. 5. – Art. 056402. – <https://doi.org/10.1088/2053-1591/abfbb7>
4. Borgioli F. The Expanded Phases Formed in Stainless Steels by Means of Low-Temperature Thermochemical Treatments: A Corrosion Perspective // Metals. – 2024. – Vol. 14, No. 12. – Art. 1371. – <https://doi.org/10.3390/met14121371>
5. Lindner T., Kutschmann P., Löbel M., Lampke T. Hardening of HVOF-Sprayed Austenitic Stainless-Steel Coatings by Gas Nitriding // Coatings. – 2018. – Vol. 8, No. 10. – Art. 348. – <https://doi.org/10.3390/coatings8100348>
6. Rakhadilov B.K., Bayandinova M.B., Buitkenov D.B., Kakimzhanov D.N., Zhurerova L.G., Yerbolatova G.U. Investigation of tribological properties of detonation coatings based on aluminum oxide and tungsten carbide // NNC RK Bulletin. – 2023. – No. 3. – P. 168–173. [Rakhadilov B.K., Bayandinova M.B., Buitkenov D.B., Kakimzhanov D.N., Zhurerova L.G., Yerbolatova G.U. Investigation of tribological properties of detonation coatings based on aluminum oxide and tungsten carbide // NNC RK Bulletin. – 2023. – Vol. 3. – P. 168–173. (In Russ.)] – <https://doi.org/10.52676/1729-7885-2023-3-168-173>
7. Ильин В.А., Панарин А.В. Алюминиевые покрытия и способы их получения // Авиационные материалы и технологии. – 2014. – № 4. – С. 37–42. [Il'in V.A., Panarin A.V. Alyuminievye pokrytiya i sposoby ikh polucheniya // Aviatsionnye materialy i tekhnologii. – 2014. – No. 4. – P. 37–42. (In Russ.)] – <https://doi.org/10.18577/2071-9140-2014-0-4-37-42>
8. Тусупжанов А.Е., Ерболатулы Д., Квеглис Л.И. Структурно-фазовые состояния и напряжение течения при пластической деформации стали 12Х18Н10Т // Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies. – 2019. – Vol. 12, No. 4. – P. 438–448. – <https://doi.org/10.17516/1999-494X-0150>
9. Wang J., Li Y., Yin Y. Interface characteristics in diffusion bonding of Fe₃Al with Cr18–Ni8 stainless steel // Journal of Colloid and Interface Science. – 2005. – Vol. 285, No. 1. – P. 201–205. – <https://doi.org/10.1016/j.jcis.2004.10.071>

12Х18Н10Т ЖӘНЕ 08Х18Н9 ТОТ БАСПАЙТЫН АУСТЕНИТТІК БОЛАТТАРДЫҢ ТЕРМИЯЛЫҚ ӨНДЕУ МЕН ЖАБЫНДЫНЫ БҮРКУДЕН КЕЙІНГІ БЕТІНІҢ ҚАТАЮЫ ЖӘНЕ ҚҰРЫЛЫМДЫҚ-ФАЗАЛЫҚ КҮЙІ

А. М. Ұрыққалиев¹, Д. Ерболатұлы^{2*}, Г. У. Ерболатова¹, А. В. Градобоев³, Д. Б. Буйткенов²

¹ «Д. Серікбаев атындағы Шығыс Қазақстан техникалық университеті» КеАҚ, Өскемен, Қазақстан

² «С. Аманжолов атындағы Шығыс Қазақстан университеті» КеАҚ, Өскемен, Қазақстан

³ Ұлттық зерттеу Томск политехникалық университеті, Томск, Ресей

* Байланыс үшін E-mail: e_dosym@mail.ru

12Х18Н10Т және 08Х18Н9 тот баспайтын болаттардың термиялық өндеуден, илектеуден және жабынды бүркуден кейінгі құрылымдық-фазалық күйінің ерекшеліктері және беттік қасиеттерінің өзгеруі зерттелді. Алюминийді бүрку және 700 °С температураға дейін баяу (250 °С/сағ) қыздырып, сол температурада 1 сағат күйдірді камтитын өндеу әдісін қолдану 12Х18Н10Т болат бетінің микроқаттылығын және тозуға төзімділігін айтарлықтай арттыруға мүмкіндік берді. Мұндай өндеуден кейін болаттың микроқаттылығы мен тозуға төзімділігінің айтарлықтай артуы қыры орталықтандырылған кубты торға ие, жана, реттелген Fe₃Al фазаның түзілуімен түсіндіріледі.

Түйін сөздер: тот баспайтын болат, қаттылық, құрылым, фазалық күй, жабынды, күйдіру.

SURFACE HARDENING AND STRUCTURAL-PHASE STATE OF STAINLESS AUSTENITIC STEELS
12X18H10T AND 08X18H9 AFTER HEAT TREATMENT AND SPRAYING OF A COATING

A. M. Urykkaliev¹, D. Erbolatuly^{2*}, G. U. Erbolatova¹, A. V. Gradoboev³, D. B. Buytkenov²

¹ NJSC “D. Serikbayev East Kazakhstan technical university”, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan

² NJSC “S. Amanzholov East Kazakhstan university”, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan

³ Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

* E-mail for contacts: e_dosym@mail.ru

The features of the structural-phase state and changes in the surface properties of stainless steels 12Kh18N10T and 08Kh18N9 after heat treatment, rolling, and coating deposition have been investigated. The application of a treatment method involving aluminum spraying followed by annealing at 700 °C (1 h) with slow heating (250 °C/h) to the target temperature made it possible to significantly increase the microhardness and wear resistance of the surface of 12Kh18N10T steel. The substantial improvement in microhardness and wear resistance after such treatment is attributed to the formation of a new ordered Fe₃Al phase with an FCC lattice.

Keywords: stainless steel, hardness, structure, phase state, coating, annealing.