ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ, 2023, том 124, № 5, с. 409–416

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.15-194.56:621.785.52

ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

© 2023 г. Р. А. Саврай[a, *], П. А. Скорынина[a], А. В. Макаров[a, b], А. И. Меньшаков[c, d], В.С. Гавико[b]

[a] *Институт машиноведения им. Э.С. Горкунова УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049 Россия*

[b] *Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия*

[c] *Институт электрофизики УрО РАН, ул. Амундсена, 106, Екатеринбург, 620016 Россия*

[d] *Уральский Федеральный Университет им. Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия*

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

Поступила в редакцию 02.01.2023 г.
После доработки 20.03.2023 г.
Принята к публикации 29.03.2023 г.

Рассмотрены особенности структуры и фазового состава коррозионностойкой хромоникелевой (в мас. %: 16.80 Cr; 8.44 Ni) аустенитной стали, подвергнутой цементации в плазме электронного пучка при температурах 350 и 500°C, фрикционной обработке скользящим индентором и комбинированным обработкам, включающим фрикционную обработку и плазменную цементацию. Установлено, что плазменная цементация приводит к образованию модифицированного поверхностного слоя, состоящего из обогащенного углеродом аустенита и карбидов ($Cr_{23}C_6$, Fe_3C), при этом образование γ_C-фазы наблюдается только при температуре 350°C. Глубина модифицированного слоя увеличивается с ростом температуры цементации. Показано, что комбинированную обработку, включающую фрикционную обработку и плазменную цементацию, целесообразно проводить при температуре цементации 350°C, поскольку в этом случае сохраняется сформированная в результате фрикционной обработки деформированная структура, а выделяющиеся карбиды остаются высокодисперсными. При этом фрикционная обработка должна обеспечивать формирование максимально глубокого диффузионно-активного слоя с дисперсной структурой.

Ключевые слова: коррозионностойкая аустенитная сталь, плазменная цементация, фрикционная обработка, структура, фазовый состав

DOI: 10.31857/S0015323023600442, **EDN:** OLYVPS

ВВЕДЕНИЕ

На сегодняшний день существует множество способов упрочнения поверхности аустенитных сталей. К наиболее распространенным относятся поверхностные деформационные обработки и различные виды химического модифицирования поверхности. Среди известных способов деформационного упрочнения склонных к схватыванию при контактном взаимодействии аустенитных сталей можно выделить фрикционную обработку [1–8]. Наряду с эффективным упрочнением, фрикционная обработка аустенитных сталей позволяет получать высококачественные поверхности с низкой шероховатостью и минимумом дефектов сплошности материала. При этом глубина упрочненного слоя может достигать 500 мкм. Среди известных методов химического модифицирования большой интерес вызывают низкотемпературные (ниже 550°C) плазменные обработки поверхности, в частности плазменная цементация [9–16] и плазменное азотирование [17–19]. Такие плазменные обработки позволяют получить в структуре стали аустенит, пересыщенный углеродом (γ_C) или азотом (γ_N) и обладающий повышенной твердостью, что способствует эффективному упрочнению и повышению эксплуатационных характеристик аустенитных хромоникелевых сталей. Однако глубина упрочненного слоя, как правило, не превышает 100 мкм. Отметим, что плазменную цементацию, как и плазменное азотирование, обычно реализуют на установках тлеющего разряда. Тем не менее существуют и альтернативные способы генерации плазмы. Например, использование низкоэнергетичных электронных пучков [16, 17] позволяет эффективно генерировать плазму высокой плотности (10^{10}–10^{12} см$^{-3}$) и обеспечивать требуемую температуру обрабатываемых объектов без использования средств внешнего нагрева, что является значительным преимуществом.

Таблица 1. Виды обработки стали AISI 321

Номер образца	Обработка
1	Закалка (ТО)
2	Плазменная цементация при $T = 350$°C (ПЦ350)
3	Плазменная цементация при $T = 500$°C (ПЦ500)
4	Фрикционная обработка (ФО)
5	Фрикционная обработка + плазменная цементация при $T = 350$°C (КО350)
6	Фрикционная обработка + плазменная цементация при $T = 500$°C (КО500)

В последние годы значительно возросло внимание исследователей к комбинированным обработкам, которые включают деформационное упрочнение и химическое модифицирование поверхности стали [20–29]. В частности, это позволяет достигать большей глубины упрочнения при более высоком качестве упрочняемой поверхности. Например, применение фрикционной обработки перед плазменным азотированием позволяет снизить параметр шероховатости Ra формируемой поверхности аустенитной стали в несколько раз [26]. Следует подчеркнуть, что в литературе отсутствуют сведения о применении комбинированной обработки аустенитных хромоникелевых сталей, включающей цементацию в плазме электронного пучка с предварительной фрикционной обработкой. Таким образом, реализация указанной комбинированной обработки не только практически обоснована, но имеет и значительный научный интерес.

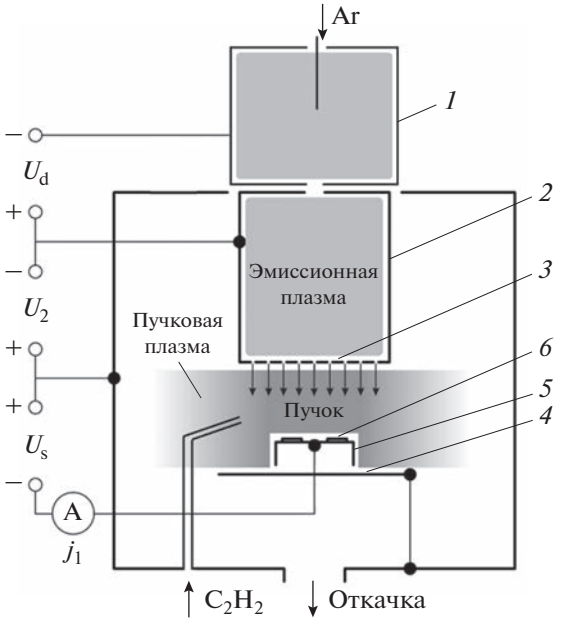

Рис. 1. Схема установки для цементации: *1* – полый катод; *2* – полый анод; *3* – сетка плазменного анода; *4* – образцы; *5* – изолированный стол; *6* – коллектор.

Цель настоящей работы – исследование структуры и фазового состава аустенитной стали AISI 321, подвергнутой цементации в плазме электронного пучка при температурах 350 и 500°C, фрикционной обработке скользящим индентором и комбинированным обработкам, включающим фрикционную обработку и плазменную цементацию.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве материала исследования была выбрана коррозионностойкая аустенитная сталь AISI 321 промышленной плавки следующего 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. Образцы для исследований размерами 40 × 25 × 10 мм были вырезаны из листового проката методом электроэрозионной резки на станке FANUC Robocut α-0iE. Перед последующей обработкой образцы подвергали закалке от 1100°C с охлаждением в воде, механическому шлифованию и электролитическому полированию в серно-фосфорном электролите состава 100 мл H_2SO_4 + 400 мл H_3PO_4 + 20 г CrO_3. Подготовленные образцы подвергали фрикционной обработке, плазменной цементации или комбинированным обработкам, в результате которых был получен набор образцов для исследований (табл. 1).

Цементацию образцов проводили в аргоно-ацетиленовой (Ar + C_2H_2) плазме низкоэнергетичного электронного пучка. Применяли двухступенчатый источник широкого (D = 100 мм) электронного пучка с сетчатым плазменным катодом. На рис. 1 представлена схема лабораторной установки для цементации. На начальной стадии в среде аргона (30 см^3/мин) зажигали тлеющий разряд, затем между сеткой и разрядной камерой прикладывали ускоряющее напряжение (U_2). На столик с образцами подавали напряжение смещения (–350 В относительно разрядной камеры) и в течение 30 мин проводили ионную очистку и нагрев образцов. После этого в камеру напускали ацетилен (1.5 см^3/мин) и задавали параметры пучка (ток I_2, напряжение U_2), которые обеспечивали нагрев образцов до требуемой температуры ($T = 350$ и 500°C). Выдержка образцов в установившемся режиме составила 6 ч. Основные технологические параметры плазменной цементации представлены в табл. 2.

Фрикционную обработку образцов проводили на лабораторной установке в безокислительной

Таблица 2. Режимы плазменной цементации стали AISI 321 (T – температура нагрева, I_2 – ток пучка, U_2 – ускоряющее напряжение, J_i – плотность тока ионов)

T, °C	I_2, A	U_2, B	J_i, мА/см^2
350	2.9	200	3.4
500	4.3	310	5.0

среде аргона при возвратно-поступательном скольжении полусферического индентора из синтетического алмаза с радиусом полусферы $R = 3$ мм по поверхности стали, при средней скорости скольжения $V = 0.065$ м/с, при нагрузке на индентор $P = 392$ Н и однократном сканировании поверхности образца со смещением индентора $d = 0.1$ мм на каждый двойной ход.

Структуру стали AISI 321 после различных обработок изучали методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе Tescan VEGA II XMU. Рентгеноструктурное исследование выполняли на дифрактометре PANalytical Empyrean в CuK_α-излучении. Определяли фазовый состав, угловое положение линий 2θ и интегральную ширину линий B.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура закаленной стали AISI 321 является полностью аустенитной с включениями карбида титана TiC [2, 7, 30, 31]. Рентгеноструктурный анализ показал отсутствие α-фазы в структуре закаленной стали (рис. 2а, табл. 3). После плазменной цементации при температуре $T = 350$°C на поверхности стали AISI 321 образуется модифицированный слой глубиной 25 мкм, который отчетливо выявляется на поперечном шлифе (рис. 3а). Наличие данного слоя обычно связывают с формированием пересыщенного углеродом аустенита γ_C [11], что подтверждают данные рентгеноструктурного анализа (рис. 2б, табл. 3). Из этих данных видно, что после цементации при $T = 350$°C максимумы линий аустенита смещаются в сторону меньших углов дифракции, т.е. образуется γ_C-фаза с увеличенным параметром кристаллической решетки (a_γ). Определение содержания углерода (X_C) в γ_C-фазе с использованием зависимости $a_\gamma = a_0 + 0.044X_C$ [32] (где $a_0 = 3.607$ Å, $a_\gamma = 3.668$ Å) дало величину $X_C = 1.39$ мас.%. Цементация при $T = 350$°C также приводит к образованию карбида хрома $Cr_{23}C_6$. Выделение карбидов приводит к обеднению соседних с ними участков аустенита углеродом, о чем свидетельствует присутствие на дифрактограмме слабого пика γ-фазы (см. рис. 2б). Важно подчеркнуть, что выделение вторичных фаз в стали AISI 321 ранее наблюдали при химическом модифицировании поверхности с близкими параметрами (температурой и временем выдержки) [23, 28]. В частности, в работе [28] методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (XPS) впервые было показано образование химических связей Cr–N и Fe–N после плазменного азотирования при $T = 350$°C.

С повышением температуры плазменной цементации до $T = 500$°C глубина модифицированного слоя составляет не менее 45–50 мкм в результате усиления диффузии углерода в стальную поверхность при более высокой температуре обработки (см. рис. 3б), однако слой не так ярко выражен, как после цементации при $T = 350$°C (см. рис. 3а). В пределах этого слоя наблюдается большое количество дисперсных частиц (см. рис. 3б), которые по данным рентгеноструктурного анализа представляют собой карбид хрома $Cr_{23}C_6$ и цементит Fe_3C (рис. 2в). Образование карбидов приводит к смещению максимумов линий аустенита в сторону больших углов дифракции (табл. 3) и к уменьшению содержания углерода в аустените, вследствие чего γ_C-фаза не образуется. Отметим, что интегральная ширина рентгеновской линии аустенита $B_{(111)\gamma}$ возрастает с повышением температуры плазменной цементации. Рост ширины линии связан с микроискажениями кристаллической решетки, которые могут быть обусловлены как повышенным содержанием в ней углерода, так и ростом плотности дефектов кристаллического строения вследствие релаксации термических напряжений путем деформации в процессе охла-

Таблица 3. Объемная доля V α и γ-фаз, угол дифракции 2θ рентгеновских линий (111)γ и (110)α, интегральная ширина B рентгеновских линии (111)γ и (110)α в поверхностном слое стали AISI 321 после различных обработок

Обработка	V_γ, об. %	V_α, об. %	$2\theta_{(111)\gamma}$, град	$2\theta_{(110)\alpha}$, град	$B_{(111)\gamma}$, мин	$B_{(110)\alpha}$, мин
ТО	100	–	43.55	–	16.0	–
ПЦ350	100	–	42.69	–	17.3	–
ПЦ500	100	–	43.62	–	22.2	–
ФО	28	72	43.72	44.48	100.7	37.3
КО350	28	72	43.67	44.48	78.0	40.9
КО500	100	–	43.60	–	16.6	–

Примечание. Объемная доля V α и γ-фаз приведена без учета содержания карбидной фазы.

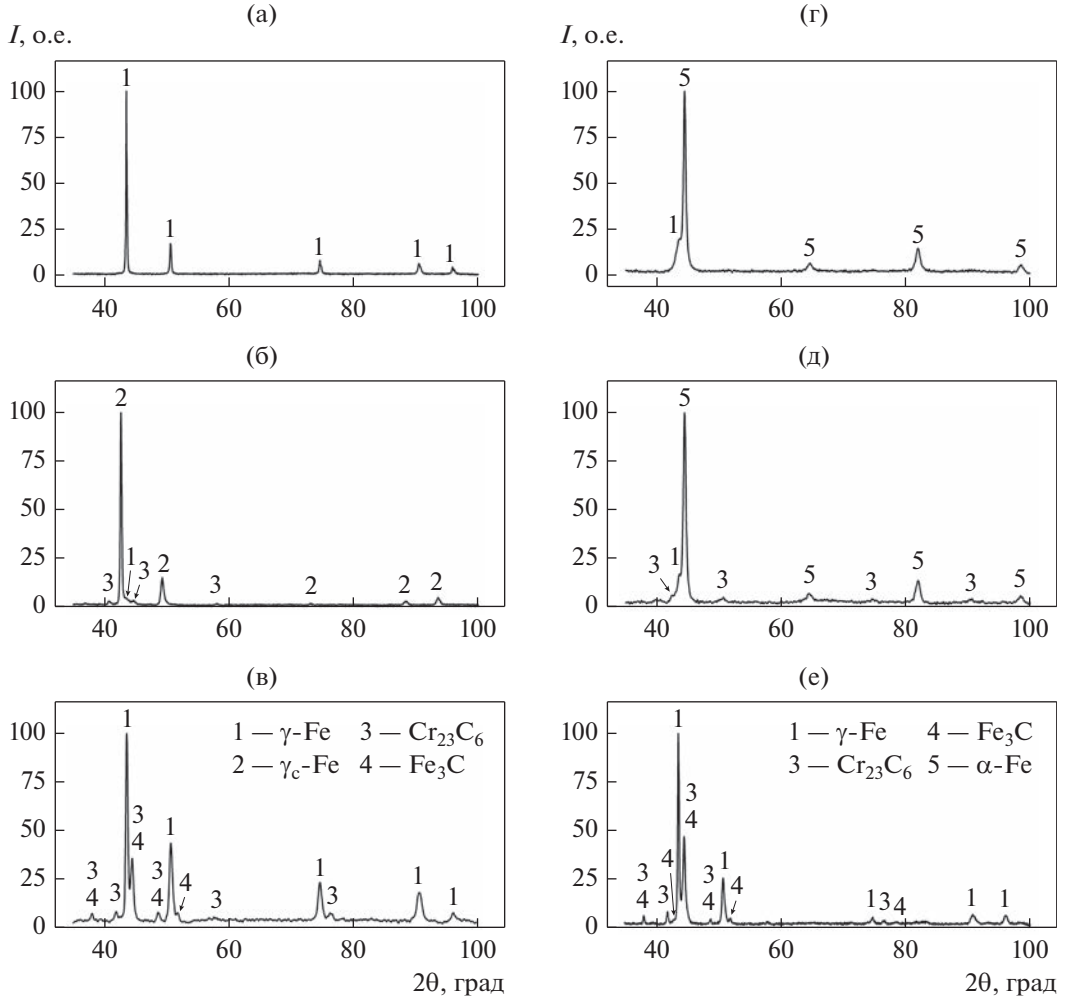

Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы поверхности стали AISI 321 после закалки (а), после плазменной цементации при температуре $T = 350$ (б) и 500°C (в), после поверхностной фрикционной обработки (г), после фрикционной обработки и плазменной цементации при $T = 350$ (д) и 500°C (е).

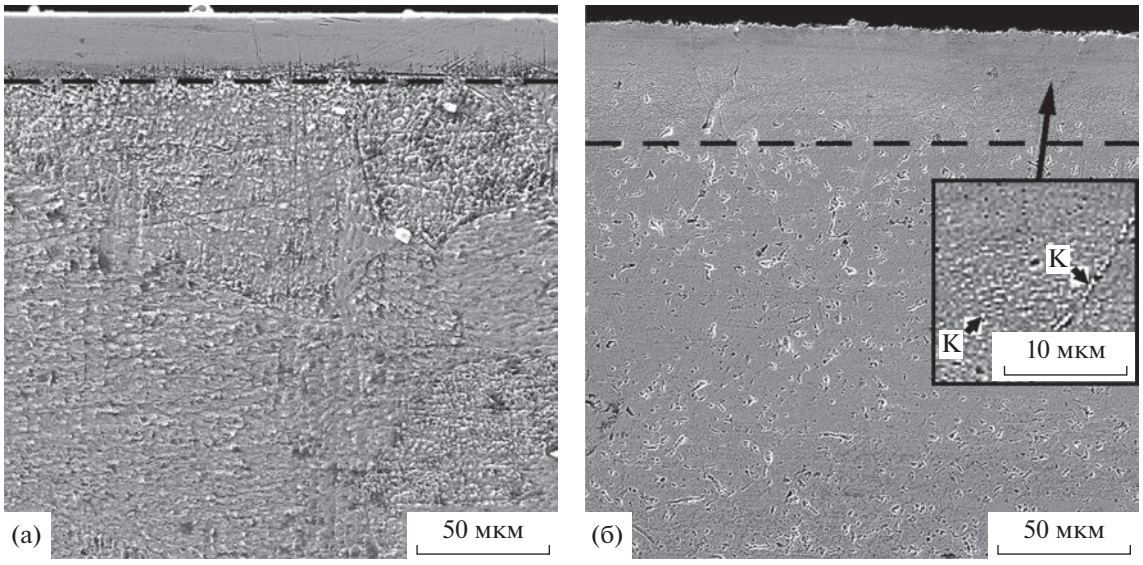

Рис. 3. Структура поверхностного слоя стали AISI 321 (СЭМ) после плазменной цементации при температуре $T = 350$ (а) и 500°C (б). Стрелками K указаны карбиды.

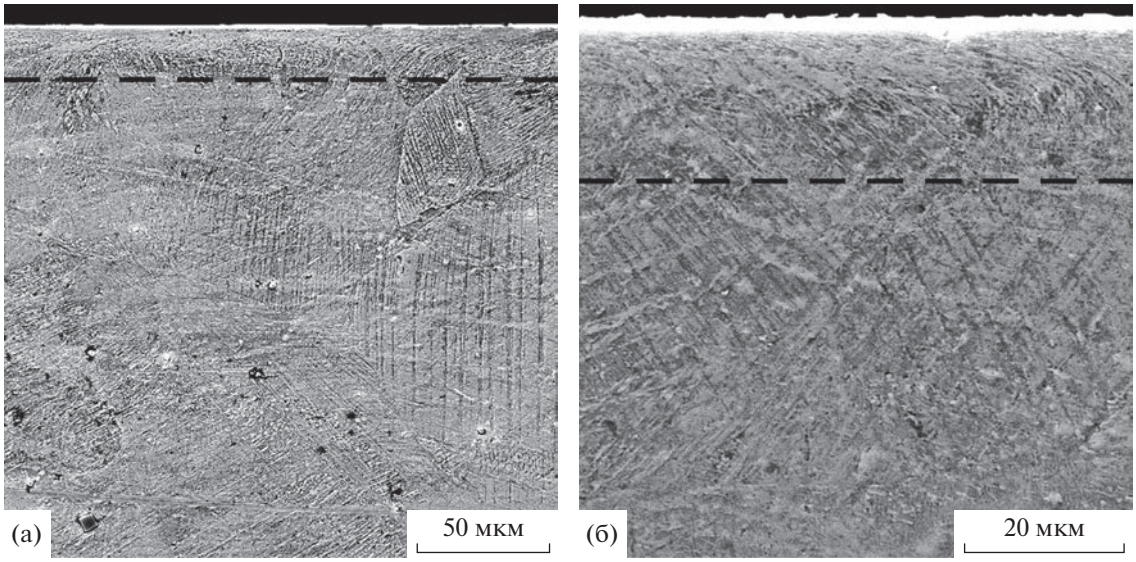

Рис. 4. Структура поверхностного слоя стали AISI 321 (СЭМ) после фрикционной обработки.

ждения после цементации [30, 31]. Повышение температуры цементации приводит к росту термических напряжений, поэтому после цементации при $T = 500$°C ширина линии $B_{(111)\gamma}$ несколько выше, чем после цементации при $T = 350$°C (см. табл. 3), даже несмотря на более низкое содержание углерода в аустените после цементации при $T = 500$°C.

Фрикционная обработка приводит к формированию на поверхности стали AISI 321 деформированного слоя глубиной 20–25 мкм с вытянутыми кристаллами (рис. 4). На глубине более 25 мкм наблюдается структура деформированного аустенита с большим количеством полос скольжения в пределах исходных аустенитных зерен (рис. 4). Согласно данным рентгеноструктурного анализа фрикционная обработка сопровождается образованием в поверхностном слое стали AISI 321 мартенсита деформации в количестве $V_\alpha = 72$ об. %, а также резким ростом ширины линии $B_{(111)\gamma}$ от 16.0 до 100.7 мин и смещению максимумов линий аустенита в сторону больших углов дифракции в результате интенсивного деформационного воздействия на обрабатываемую поверхность (рис. 2г, табл. 3).

Комбинированная обработка, включающая фрикционную обработку и плазменную цементацию при температуре $T = 350$°C, сопровождается выделением дисперсных частиц в поверхностном слое стали (рис. 5а, 5б), которые представляют собой карбид хрома $Cr_{23}C_6$ (рис. 2д). Отметим, что карбиды наблюдаются на глубине, не превышающей 25 мкм, т.е. наибольшей диффузионной активностью обладает слой с наиболее дисперсной структурой. Поэтому фрикционная обработка должна обеспечивать формирование максимально глубокого диффузионно-активного слоя. Количество α-фазы после такой комбинированной обработки не уменьшается и остается на уровне $V_\alpha = 72$ об. %, однако ширина линии $B_{(110)\alpha}$ возрастает от 37.3 до 40.9 мин (см. табл. 3). Принимая во внимание высокую дефектность мартенсита деформации, указанный рост ширины линии $B_{(110)\alpha}$ может быть обусловлен насыщением α-фазы углеродом в процессе цементации. Ширина линии $B_{(111)\gamma}$, напротив, снизилась от 100.7 до 78.0 мин (см. табл. 3), что может быть связано с процессами возврата в наклепанном аустените при нагреве в процессе цементации.

Комбинированная обработка, включающая фрикционную обработку и плазменную цементацию при температуре $T = 500$°C, сопровождается выделением большего количества более крупных частиц в слое глубиной 20–25 мкм, в нижележащих слоях количество этих частиц существенно меньше (рис. 5в, 5г). По данным рентгеноструктурного анализа, данные частицы представляют собой карбид хрома $Cr_{23}C_6$ и цементит Fe_3C (рис. 2е). При этом α-фаза полностью отсутствует в структуре стали, а ширина линии $B_{(111)\gamma}$ резко снизилась от 78.0 до 16.6 мин и практически сравнялась с шириной линии закаленной стали (см. рис. 2е, табл. 3), что свидетельствует о прошедшей перекристаллизации. Отметим, что комбинированная обработка не оказывает существенного влияния на положение максимумов линий α-фазы, а максимумы линий аустенита с ростом температуры цементации смещаются в сторону меньших углов, приближаясь к положениям максимумов линий закаленной стали (см. табл. 3), что является следствием процессов возврата наклепанного аустенита и перекристаллизации.

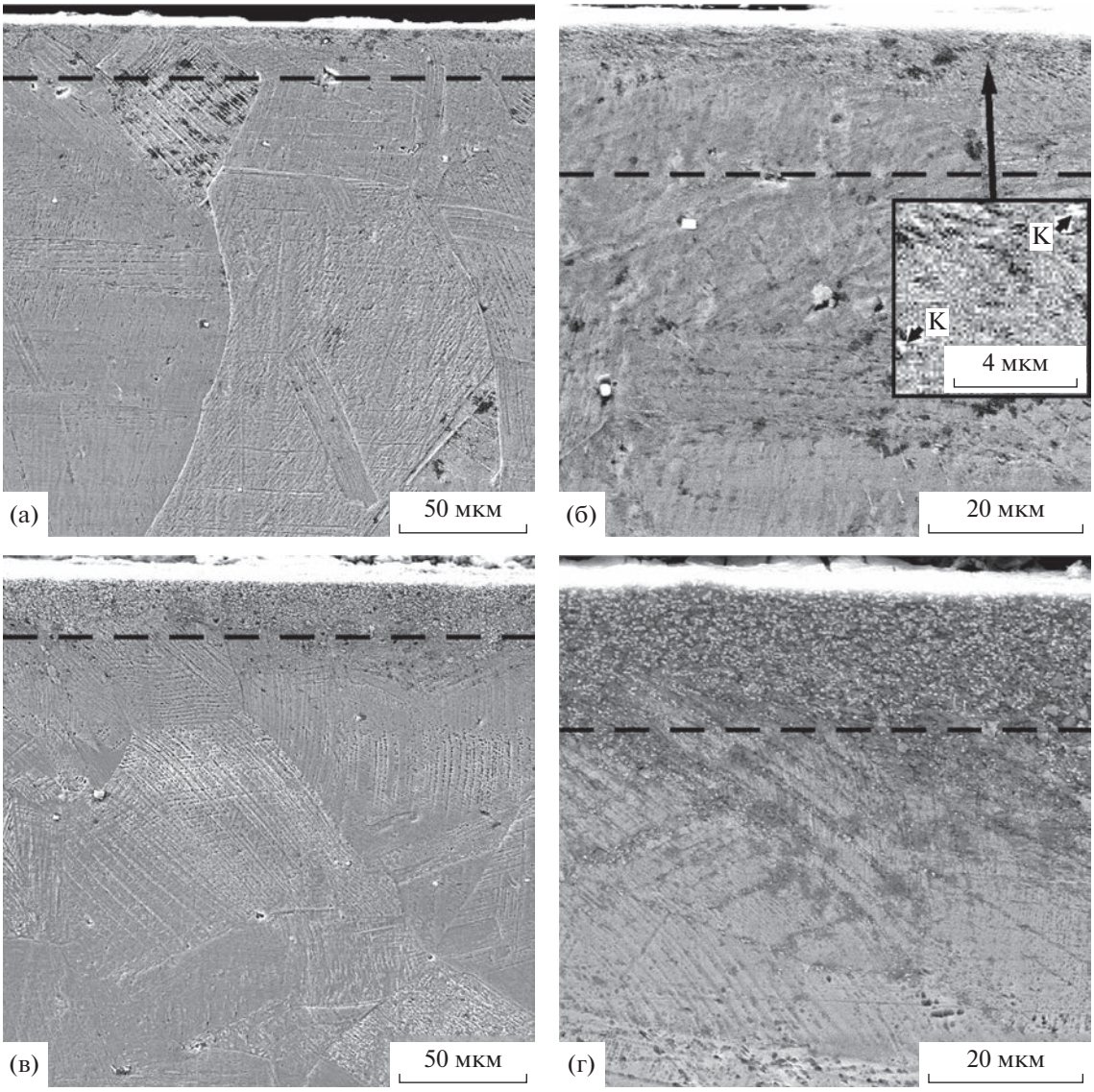

Рис. 5. Структура поверхностного слоя стали AISI 321 (СЭМ) после фрикционной обработки и плазменной цементации при $T = 350$ (а, б) и 500°C (в, г). Стрелками K указаны карбиды.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено исследование структуры и фазового состава аустенитной стали AISI 321, подвергнутой фрикционной обработке и цементации в плазме электронного пучка при температурах $T = 350$ и 500°C.

Установлено, что плазменная цементация приводит к образованию модифицированного поверхностного слоя, состоящего из обогащенного углеродом аустенита и карбидов. Фазовый состав после цементации при $T = 350$ и 500°C можно определить, как $\gamma_C + \gamma + Cr_{23}C_6$ и $\gamma + Cr_{23}C_6 + Fe_3C$ соответственно. Глубина модифицированного слоя увеличивается с ростом температуры цементации и составляет 25 мкм при $T = 350$°C и не менее 40–45 мкм при $T = 500$°C.

Фрикционная обработка приводит к формированию в поверхностном слое стали AISI 321 деформированной аустенитно-мартенситной структуры. Фазовый состав после комбинированной обработки, включающей фрикционную обработку и цементацию при $T = 350$ и 500°C можно определить, как $\alpha' + \gamma + Cr_{23}C_6$ и $\gamma + Cr_{23}C_6 + Fe_3C$ соответственно.

Показано, что комбинированную обработку, включающую фрикционную обработку и плазменную цементацию, целесообразно проводить при температуре цементации $T = 350$°C, поскольку в этом случае сохраняется сформированная в результате фрикционной обработки деформированная структура, а выделяющиеся карбиды остаются высокодисперсными. При этом фрикционная

обработка должна обеспечивать формирование максимально глубокого диффузионно-активного слоя с дисперсной структурой.

Работа выполнена в рамках государственных заданий ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790147-4, ИФМ УрО РАН по теме № 122021000033-2 “Структура” и ИЭФ УрО РАН по теме № 122011200365-3. Электронная сканирующая микроскопия выполнена в ЦКП “Пластометрия” ИМАШ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *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.
2. *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. http://dream-journal.org/issues/2017-5/2017-5_149.html.
3. *Наркевич Н.А., Шулепов И.А., Миронов И.П.* Структура, механические и триботехнические свойства аустенитной азотистой стали после фрикционной обработки // ФММ. 2017. Т. 118. № 4. С. 421–428.
4. *Макаров А.В., Коршунов Л.Г.* Металлофизические основы наноструктурирующей фрикционной обработки сталей // ФММ. 2019. Т. 120. № 3. С. 327–336.
5. *Макаров А.В., Скорынина П.А., Волкова Е.Г., Осинцева А.Л.* Влияние фрикционной обработки на структуру, микромеханические и трибологические свойства аустенитной стали 03Х16Н14М3Т // МиТОМ. 2019. № 12. С. 21–24.
6. *Макаров А.В., Саврай Р.А., Скорынина П.А., Волкова Е.Г.* Развитие методов поверхностного деформационного наноструктурирования сталей // МиТОМ. 2020. № 1(775). С. 62–69.
7. *Savrai R.A., Osintseva A.L.* Effect of hardened surface layer obtained by frictional treatment on the contact endurance of the AISI 321 stainless steel under contact gigacycle fatigue tests // Mater. Sci. Eng., A. 2021. V. 802. Art. 140679. P. 1–10.
8. *Саврай Р.А., Колобылин Ю.М., Волкова Е.Г.* Микромеханические характеристики поверхностного слоя метастабильной аустенитной стали, подвергнутой фрикционной обработке // ФММ. 2021. Т. 122. № 8. С. 858–865.
9. *Sun Y., Li X., Bell T.* Structural characteristics of low temperature plasma carburised austenitic stainless steel // Mater. Sci. Technol. 1999. V. 15. Is. 10. P. 1171–1178.
10. *Sun Y.* Kinetics of low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steels // J. Mater. Process. Technol. 2005. V. 168. P. 189–194.
11. *Souza R.M., Ignat M., Pinedo C.E., Tschiptschin A.P.* Structure and properties of low temperature plasma carburized austenitic stainless steels // Surf. Coat. Technol. 2009. V. 204. Is. 6–7. P. 1102–1105.
12. *Sun Y.* Tribocorrosion behavior of low temperature plasma carburized stainless steel // Surf. Coat. Technol. 2013. V. 228. P. S342–S348.
13. *Tong X., Zhang T., Ye W.* Effect of carburizing atmosphere proportion on low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steel // Appl. Mech. Mater. 2014. V. 598. P. 90–93.
14. *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.
15. *Liu R.L., Wang S., Wei C.Y., Yan M.F., Qiao Y.J.* Microstructure and corrosion behavior of low temperature carburized AISI 304 stainless steel // Materials Research Express. 2019. V. 6. No. 6. Art. 066417.
16. *Скорынина П.А., Макаров А.В., Меньшаков А.И., Осинцева А.Л.* Влияние низкотемпературной цементации в плазме электронного пучка на упрочнение и шероховатость поверхности метастабильной аустенитной стали // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2019. Т. 21. № 2. С. 97–109.
17. *Гаврилов Н.В., Меньшаков А.И.* Низкотемпературное азотирование нержавеющей аустенитной стали в плазме электронного пучка при 400°С // Физика и химия обр. материалов. 2012. № 5. С. 31–36.
18. *de Araújo Junior E., Marinho Bandeir R., Dorigão Manfrinato M., Aparecido Moreto J., Borges R., dos SantosVales S., Atsushi Suzuki P., Sgarbi Rossino L.* Effect of ionic plasma nitriding process on the corrosion and micro-abrasive wear behavior of AISI 316L austenitic and AISI 470 super-ferritic stainless steels // J. Mater. Res. Technol. 2019. V. 8. Is. 2. P. 2180–2191.
19. *Spevak L.F., Nefedova O.A., Makarov A.V., Samoilova G.V.* Mathematical modelling of plasma nitriding of austenitic stainless steel [Electronic resource] // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. 2015. Is. 6. P. 68–79. http://dream-journal.org/issues/2015-6/2015-6_65.html.
20. *Lin Y., Lu J., Wang L., Xu T., Xue Q.* Surface nanocrystallization by surface mechanical attrition treatment and its effect on structure and properties of plasma nitrided AISI 321 stainless steel // Acta Mater. 2006. V. 54. P. 5599–5605.
21. *Jayalakshmi M., Huilgol P., Ramachandra B.B., Udaya B.K.* Microstructural characterization of low temperature plasma-nitrided 316L stainless steel surface with prior severe shot peening // Mater. Des. 2016. V. 108. P. 448–454.
22. *Shabashov V.A., Korshunov L.G., Litvinov A.V., Kataeva N.V., Zamatovsky A.E.* Increasing the depth of the nitrided layer in the surface of austenitic alloys using friction treatment [Electronic resource] // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. 2016. Is. 6. P. 17–27. http://dream-journal.org/ issues/2016-6/2016-6_108.html.
23. *Makarov A.V., Samoilova G.V., Gavrilov N.V., Mamayev A.S., Osintseva A.L., Kurennykh T.E., Savrai R.A.* Effect of preliminary nanostructuring frictional treatment on the efficiency of nitriding of metastable auste-

nitic steel in electron beam plasma // AIP Conf. Proc. 2017. V. 1915. Art. 030011.

24. *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.

25. *Menezes M.R., Godoy C., Buono V.T.L., Schvartzman M., Avelar-Batista Wilson J.C.* Effect of shot peening and treatment temperature on wear and corrosion resistance of sequentially plasma treated AISI 316L steel // Surf. Coat. Technol. 2017. V. 309. P. 651–662.

26. *Макаров А.В., Самойлова Г.В., Гаврилов Н.В., Мамаев А.С., Осинцева А.Л., Саврай Р.А.* Влияние предварительной деформационной обработки на упрочнение и качество азотированной поверхности аустенитной нержавеющей стали // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2017. № 4(42). С. 67–74.

27. *Liu Zh., Peng Y., Chen Ch., Gong J., Jiang Y.* Effect of surface nanocrystallization on low-temperature gas carburization for AISI 316L austenitic stainless steel // International J. Pressure Vessels and Piping. 2020. V. 182. Art. 104053.

28. *Zhidkov I.S., Kukharenko A.I., Makarov A.V., Savrai R.A., Gavrilov N.V., Cholakh S.O., Kurmaev E.Z.* XPS characterization of surface layers of stainless steel nitrided in electron beam plasma at low temperature // Surf. Coat. Technol. 2020. V. 386. No. 125492.

29. *Lu Ya., Li D., Ma H., Liu X., Wu M., Hu J.* Enhanced plasma nitriding efficiency and properties by severe plastic deformation pretreatment for 316L austenitic stainless steel // J. Mater. Res. Technol. 2021. V. 15. P. 1742–1746.

30. *Саврай Р.А., Скорынина П.А., Макаров А.В., Осинцева А.Л.* Особенности структуры и свойства поверхности метастабильной аустенитной стали, подвергнутой жидкостной цементации при пониженной температуре // ФММ. 2020. Т. 121. № 1. С. 72–78.

31. *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.

32. *Бернштейн М.Л., Рахштадт А.Г.* Металловедение и термическая обработка стали: справочник в 3 т. М.: Металлургия, 1983. Т. 2. 368 с.