

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.15-194.56:621.785.52:620.179.147

ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ
ПЛАЗМЕННОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ
И ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

© 2023 г. Р. А. Саврай^{а, *}, П. А. Скорынина^а, А. В. Макаров^{а, б}, Л. Х. Коган^б, А. И. Меньшаков^{с, д}

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

^бИнститут физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

^сИнститут электрофизики УрО РАН, ул. Амундсена, 106, Екатеринбург, 620016 Россия

^дУральский Федеральный Университет им. Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

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

Поступила в редакцию 28.04.2023 г.

После доработки 22.06.2023 г.

Принята к публикации 01.07.2023 г.

Исследованы микротвердость и электромагнитные характеристики 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 повышению микротвердости поверхности стали от 200 до 1100 HV 0.025. Общая глубина упрочнения составила 25 мкм после цементации при $T = 350^\circ\text{C}$ и 300 мкм после цементации при $T = 500^\circ\text{C}$. Фрикционная обработка приводит к повышению микротвердости стали до 600 HV 0.025 при общей глубине упрочнения 500 мкм. Показано, что диффузионно-активный слой с дисперсной структурой, сформированный в результате предварительной фрикционной обработки, способствует дополнительному упрочнению стали (до 1275 HV 0.025) при последующей низкотемпературной (350°C) цементации. Комбинированная обработка с цементацией при температуре 500°C приводит к повышению микротвердости стали до 820 HV 0.025, а общая глубина упрочнения составляет 500 мкм для обоих режимов комбинированной обработки. Установлено также, что плазменная цементация исследованной стали приводит к снижению показаний вихретокового прибора по сравнению со сталью в закаленном состоянии и их росту по сравнению со сталью, подвергнутой фрикционной обработке, что может быть использовано для разработки методик контроля качества таких обработок.

Ключевые слова: коррозионностойкая аустенитная сталь, плазменная цементация, фрикционная обработка, микротвердость, электромагнитные характеристики

DOI: 10.31857/S0015323023600697, EDN: OMIVLC

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время одним из перспективных направлений упрочнения поверхности изделий из аустенитных нержавеющей сталей является применение методов низкотемпературного химического модифицирования, таких как плазменная цементация или плазменное азотирование, в сочетании с деформационным воздействием [1–10]. Важнейшими характеристиками модифицированной стали являются ее твердость и глубина упрочнения. Известно, что плазменная цементация приводит к существенному повышению твердости поверхности аустенитных сталей до 680–1100 HV [11–16]. Комбинированная обработка, включающая деформационное воздействие, позволяет существенно по-

высить твердость стали по сравнению с плазменной обработкой [1, 3]. Отметим, что последовательность технологических операций при комбинированной обработке может быть разной, однако предварительная деформация позволяет сформировать модифицированный слой большей глубины за счет ускорения диффузии углерода или азота [3]. Наше предыдущее исследование также показало, что комбинированная обработка аустенитной стали AISI 321, включающая фрикционную обработку скользящим индентором и последующую плазменную цементацию при температурах 350 и 500°C, способствует формированию диффузионно-активного слоя с дисперсной структурой [17]. Следовательно, в случае проведения плазменной

цементации аустенитной стали после предварительной фрикционной обработки можно ожидать большей твердости и глубины упрочнения, однако этот вопрос требует дальнейшего исследования.

Упрочняющие деформационные, плазменные и комбинированные обработки приводят к формированию поверхностных слоев, которые могут существенно отличаться от материала основы не только по механическим, но и по физическим свойствам. Изучение физических свойств модифицированных сталей представляется актуальной задачей, поскольку физические характеристики могут быть использованы в качестве параметров физического неразрушающего контроля качества модифицирующих обработок. Для исследования упрочненных слоев широкое распространение получили ультразвуковой [18], магнитный [19, 20] и вихретоковый [21–24] методы, при этом к преимуществам последнего можно отнести возможность контроля свойств материалов с низкой магнитной проницаемостью [25–27]. Данные методы используют для оценки глубины цементованного слоя [18], объемной доли карбидов [19], содержания углерода [22], микротвердости [23] и фазового состава [20, 23, 24] в аустенитных нержавеющих сталях, подвергнутых различным поверхностным обработкам. Однако в литературе отсутствуют работы, посвященные исследованию физических свойств аустенитных сталей после комбинированной обработки, включающей фрикционную обработку и последующую плазменную цементацию.

Цель настоящей работы – исследование микротвердости и электромагнитных характеристик 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 коррозионноустойчивая аустенитная сталь AISI 321 (аналог 12X18H9T) промышленной плавки следующего состава (мас. %): 0.05 С; 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 воду, механическому шлифованию и электролитическому полированию в сернофосфорном электролите состава 100 мл H₂SO₄ +

Таблица 1. Виды обработки стали AISI 321

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

+ 400 мл H₃PO₄ + 20 г CrO₃. Подготовленные образцы подвергали фрикционной обработке, плазменной цементации или комбинированным обработкам, в результате которых был получен набор образцов для исследований (табл. 1).

Фрикционную обработку образцов проводили на лабораторной установке в безокислительной 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, с нагрузкой на индентор $P = 392$ Н и однократном сканировании поверхности образца со смещением индентора $d = 0.1$ мм на каждый двойной ход. Цементацию образцов проводили в аргоно-ацетиленовой (Ar + C₂H₂) плазме низкоэнергетичного электронного пучка при температуре $T = 350$ и 500°C . Подробное описание технологических параметров плазменной цементации и схема лабораторной установки представлены в работе [17].

Микротвердость по методу восстановленного отпечатка определяли на твердомере Shimadzu HNV-G21DT при нагрузке 0.245 Н, скорости нагружения 40 мкм/с и выдержке под нагрузкой 15 с. Изменение микротвердости по глубине модифицированного слоя исследовали на поперечном шлифе. Методики и результаты структурных исследований представлены в работе [17].

Измерения электромагнитных параметров выполняли на лабораторном макете вихретокового прибора с использованием дифференциально включенных накладных трансформаторных вихретовых преобразователей с плоской торцевой поверхностью на частотах возбуждения преобразователя $f = 24; 36; 72; 96; 112$ и 124 кГц. Показание вихретокового прибора α находили как среднее арифметическое по 5–6 измерениям. Абсолютная погрешность измерений величины α составила $\Delta\alpha = 3$ дел. Подробное описание и схема вихретокового прибора, порядок балансировки схемы

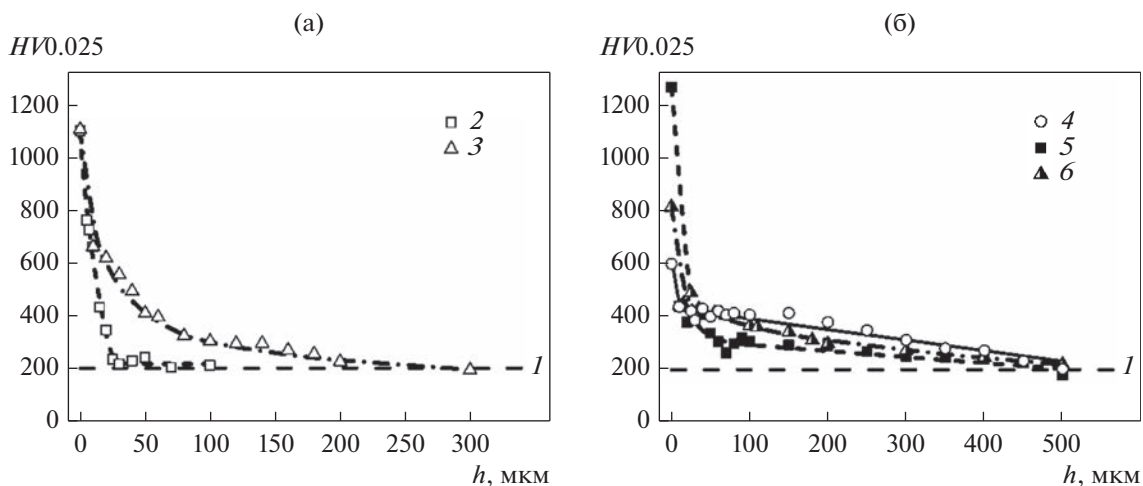


Рис. 1. Распределение микротвердости $HV0.025$ в поверхностном слое стали AISI 321, подвергнутой закалке (а) и поверхностной фрикционной обработке (б); после закалки (1), после плазменной цементации при температуре $T = 350$ (2) и 500°C (3), после фрикционной обработки (4), после фрикционной обработки и плазменной цементации при $T = 350$ (5) и 500°C (6).

измерений и настройки чувствительности, а также схематическое изображение использованного преобразователя с указанием размеров обмотки возбуждения и сердечников приведены в [28].

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты измерения микротвердости стали AISI 321 после различных обработок представлены на рис. 1. Как видно из этих данных, плазменная цементация при температурах $T = 350$ и 500°C приводит к повышению микротвердости поверхности стали AISI 321 в 5.5 раза, а именно от 200 до 1100 $HV 0.025$ (рис. 1а). Следовательно, поверхность стали после плазменной цементации при обеих температурах имеет близкий уровень твердости. Однако, как было показано в работе [17], структурное состояние стали AISI 321 после цементации при температурах $T = 350$ и 500°C отличается. В первом случае фазовый состав можно определить как $\gamma_C + \gamma + Cr_{23}C_6$ (где γ_C – пересыщенный углеродом аустенит [29]), во втором случае как $\gamma + Cr_{23}C_6 + Fe_3C$ (после закалки сталь AISI 321 находится в аустенитном состоянии). Соответственно, основными механизмами упрочнения при цементации являются твердорастворное упрочнение вследствие насыщения аустенита углеродом и дисперсионное упрочнение в результате выделения карбида хрома $Cr_{23}C_6$ и цементита Fe_3C . После цементации при $T = 350^\circ\text{C}$ преобладающий вклад, по-видимому, вносит твердорастворное упрочнение, тогда как после цементации при $T = 500^\circ\text{C}$ возрастает роль дисперсионного упрочнения. Отметим, что после цементации при $T = 350^\circ\text{C}$ общая глубина упрочнения практиче-

ски соответствует глубине наблюдаемого в [17] модифицированного слоя (25 мкм), а после цементации при $T = 500^\circ\text{C}$ общая глубина упрочнения (300 мкм) существенно превосходит глубину этого слоя (45–50 мкм) с видимым изменением структуры. При этом формируемые упрочненные слои являются градиентными, однако переход к неупрочненной основе после цементации при $T = 350^\circ\text{C}$ более резкий (рис. 1а).

Фрикционная обработка приводит к повышению микротвердости поверхности стали AISI 321 в 3 раза, а именно, от 200 до 600 $HV0.025$, при общей глубине упрочнения около 500 мкм (рис. 1б). Рост микротвердости обусловлен деформационным упрочнением и формированием мартенсита деформации в количестве 72 об. % [17]. С увеличением глубины до 20–25 мкм микротвердость резко снижается, а на глубине более 25 мкм наблюдается ее плавное снижение (рис. 1б). Это обусловлено тем, что на глубине до 20–25 мкм формируется слой с наиболее дисперсной структурой, которая на большей глубине переходит в структуру деформированного аустенита [17]. Отметим, что достигнутые значения микротвердости поверхности не являются максимально возможными для данного вида обработки (более 800 $HV0.025$), когда в поверхностном слое стали формируется 100 об. % мартенсита деформации [30].

Комбинированная обработка, включающая фрикционную обработку и плазменную цементацию при температуре $T = 350^\circ\text{C}$, приводит к дополнительному упрочнению поверхности стали по сравнению с фрикционной обработкой. При этом микротвердость достигает величины 1275 $HV0.025$ (рис. 1б). Фазовый состав после такой обработки можно определить как $\alpha' + \gamma + Cr_{23}C_6$, при этом

количество α -фазы не изменяется и остается на уровне 72 об. % [17]. Следовательно, такой значительный рост микротвердости обусловлен твердорастворным упрочнением вследствие насыщения поверхностного слоя углеродом и дисперсионного упрочнения в результате выделения карбида хрома $Cr_{23}C_6$. Однако с увеличением глубины микротвердость резко снижается до значений, характерных для стали, упрочненной только с помощью фрикционной обработки, и даже несколько ниже вследствие протекающих процессов возврата в наклепанном аустените при нагреве в процессе цементации. Общая глубина упрочнения при этом сохраняется (рис. 1б). Таким образом, очевидно, что диффузионно-активный слой с дисперсной структурой, сформированный в результате предварительной фрикционной обработки, способствует дополнительному упрочнению при последующей цементации.

В результате комбинированной обработки, включающей фрикционную обработку и плазменную цементацию при температуре $T = 500^\circ C$, микротвердость поверхности составила 820 *HV*0.025, что на 455 единиц ниже, чем для стали, подвергнутой фрикционной обработке и цементации при $T = 350^\circ C$ (рис. 1б). Более того, микротвердость поверхности также на 280 единиц ниже, чем для стали, подвергнутой только цементации при $T = 500^\circ C$ (рис. 1а). Фазовый состав после такой обработки можно определить как $\gamma + Cr_{23}C_6 + Fe_3C$, при этом α -фаза полностью отсутствует в структуре стали [17]. Следовательно, более низкие значения микротвердости обусловлены, с одной стороны, отсутствием мартенсита деформации, а с другой стороны, выделением более крупных карбидов [17], в результате чего эффективность дисперсионного упрочнения существенно снижается. Тем не менее, с увеличением глубины общий уровень микротвердости после фрикционной обработки и цементации при $T = 500^\circ C$ выше, чем после фрикционной обработки и цементации при $T = 350^\circ C$ (рис. 1б), что обусловлено увеличением скорости диффузии углерода в стали при более высокой температуре обработки. Общая глубина упрочнения для обоих режимов комбинированной обработки составляет 500 мкм, что соответствует глубине деформационного упрочнения при фрикционной обработке. Однако комбинированную обработку, включающую фрикционную обработку и плазменную цементацию, целесообразно проводить при температуре цементации $350^\circ C$, поскольку в этом случае достигается более высокий уровень упрочнения поверхности стали.

Результаты измерения электромагнитных характеристик стали AISI 321 после различных обработок приведены на рис. 2. Как видно из представленных данных, показания вихретокового

прибора α для стали в закаленном состоянии не являются монотонными (рис. 2а, кривая 1). Это связано с присутствием в закаленной стали характерной полосчатой структуры, которая представляет собой чередующиеся полосы зерен аустенита с меньшим или большим количеством включений [24]. Механизм влияния неметаллических включений на электромагнитные характеристики обусловлен тем, что включения повышают удельное электросопротивление стали AISI 321. Показания вихретокового прибора являются комплексным параметром и определяются начальной магнитной проницаемостью μ_n и удельным электрическим сопротивлением ρ объекта измерения при заданной частоте возбуждения f вихретокового преобразователя $\alpha \sim \{f/(\mu_n \rho)\}^{1/2}$ [31]. Соответственно, рост электросопротивления будет сопровождаться снижением величины α . Поскольку глубина проникновения электромагнитного поля δ уменьшается с ростом частоты возбуждения f вихретокового преобразователя [32], то количество включений в анализируемом объеме материала для каждого значения частоты также будет отличаться. Отметим, что для стали AISI 321 с полностью аустенитной структурой, величина $\delta = 2.710 - 1.192$ мм в диапазоне частот $f = 24 - 124$ кГц [24].

Показания вихретокового прибора α при измерении на разных частотах для закаленной (рис. 2а, кривая 1) и цементованной (рис. 2а, кривые 2, 3) стали носят качественно одинаковый характер, однако отличаются по величине. Как видно из рис. 2б, для всех частот возбуждения вихретокового преобразователя цементация в плазме электронного пучка приводит к снижению величины α , при этом после цементации при температуре $T = 350^\circ C$ (рис. 2б, кривая 2) снижение величины α более сильное, чем после цементации при температуре $T = 500^\circ C$ (рис. 2б, кривая 3). Это обусловлено тем, что поверхностные слои стали AISI 321 в результате цементации насыщаются углеродом и при температуре $T = 350^\circ C$ формируется пересыщенный углеродом аустенит γ_C , что должно приводить к росту удельного электросопротивления и снижению показаний вихретокового прибора. После цементации при температуре $T = 500^\circ C$ вследствие образования большого количества карбидов γ_C -фаза не образуется [17], соответственно, удельное электросопротивление поверхностных слоев стали AISI 321 после цементации при температуре $T = 350^\circ C$ будет выше. Отметим, что карбиды также вносят вклад в повышение удельного электросопротивления цементованной стали, однако они образуются при обеих температурах. Важно подчеркнуть, что наблюдаемое снижение показаний вихретокового прибора зависит от частоты. При этом наибольшее изменение величины α наблюдается на частоте $f = 72$ кГц, а не на

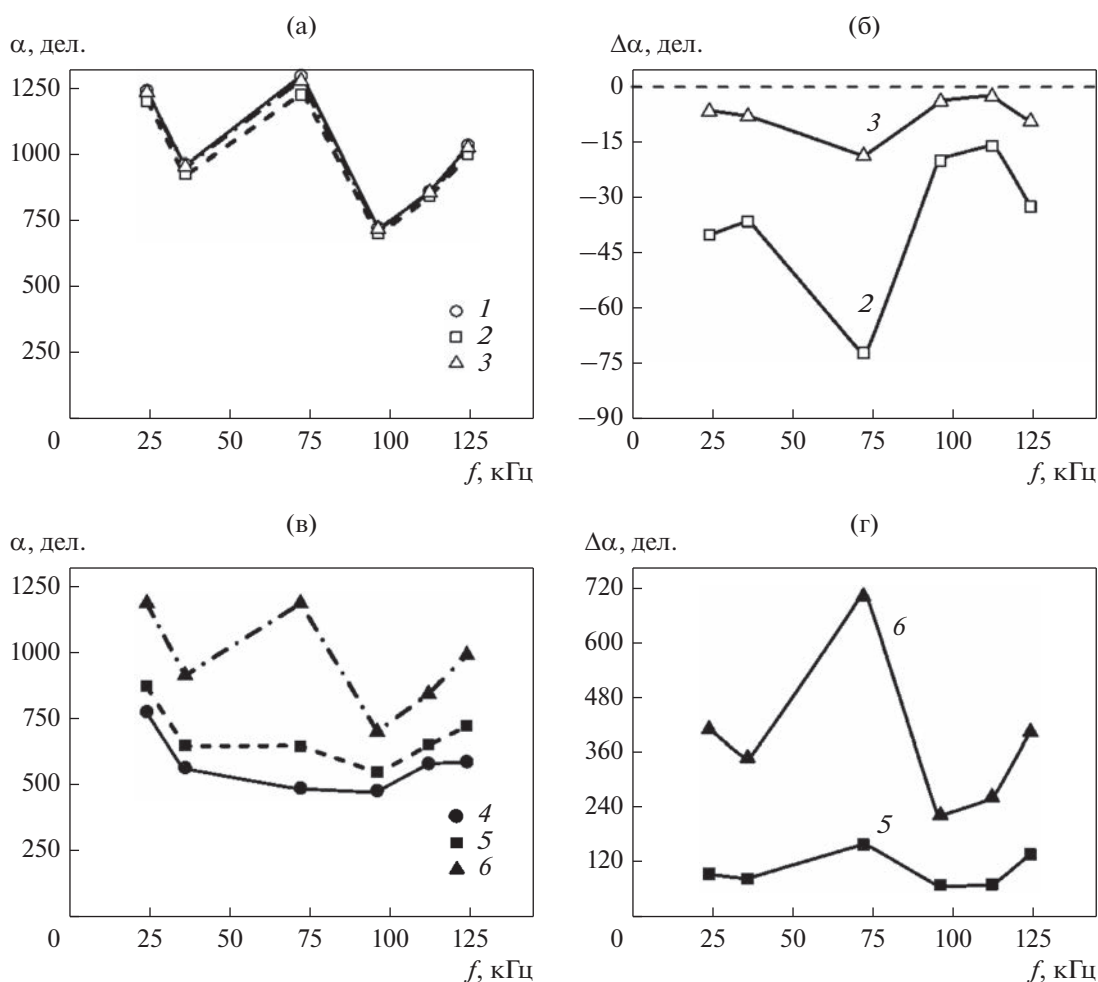


Рис. 2. Влияние частоты возбуждения вихретокового преобразователя f на показания вихретокового прибора α и их изменение $\Delta\alpha$ при измерении на образцах стали AISI 321, подвергнутой закалке (а, б) и поверхностной фрикционной обработке (в, г); после закалки (1), после плазменной цементации при температуре $T = 350$ (2) и 500°C (3), после фрикционной обработки (4), после фрикционной обработки и плазменной цементации при $T = 350$ (5) и 500°C (6). $\Delta\alpha$ – изменение величины α относительно базовых значений, за которые приняты показания вихретокового прибора после закалки (1) и после фрикционной обработки (4).

максимальной использованной частоте $f = 124$ кГц. Хотя в последнем случае анализируется поверхностный слой наименьшей глубины, свойства которого наиболее сильно отличаются от свойств неупрочненной основы. По-видимому, это обусловлено влиянием на электромагнитные характеристики полосчатой структуры и неметаллических включений. Таким образом, на чувствительность вихретокового контроля структурного состояния цементованной стали AISI 321 существенное влияние оказывает состояние неупрочненной основы, что необходимо учитывать в методике контроля.

Фрикционная обработка существенным образом влияет на показания вихретокового прибора α (рис. 2в, кривая 4). При этом по сравнению с закаленным состоянием (рис. 2а, кривая 1), после фрикционной обработки величина α снижается

для всех используемых частот вихретокового преобразователя и характеризуется немонотонным изменением в зависимости от частоты. Снижение показаний вихретокового прибора обусловлено образованием в упрочненных поверхностных слоях деформационно нестабильной стали AISI 321 ферромагнитной α -фазы (мартенсита деформации), что сопровождается ростом начальной магнитной проницаемости. Однако, как было отмечено выше, фрикционная обработка также приводит к сильному диспергированию структуры поверхностного слоя и резкому увеличению в нем плотности дислокаций. Как показали исследования, например, отожженной стали Ст3 [33], это сопровождается уменьшением начальной магнитной проницаемости и ростом удельного электросопротивления стали. Причиной этого является рост уровня микронапряжений и их градиентов, и, соот-

ветственно, затруднение процессов перемагничивания вследствие увеличения значений критических полей взаимодействия доменных границ с дефектами, границами зерен и фрагментов [34, 35]. Важно подчеркнуть, что наиболее сильно фрикционная обработка влияет именно на начальную магнитную проницаемость [33]. Таким образом, степень деформации с одной стороны, и количество мартенсита деформации с другой стороны, оказывают на величину магнитной проницаемости стали конкурирующее влияние. Исследования стали AISI 321, подвергнутой фрикционной обработке, показали, что величина остаточных напряжений и количество мартенсита деформации неодинаковы на различной глубине. В частности, с увеличением глубины уровень остаточных напряжений снижается значительно более интенсивно, чем количество мартенсита деформации [24]. Поэтому увеличение частоты f , т.е. уменьшение глубины анализируемого слоя, сначала сопровождается снижением величины α вследствие преимущественного влияния возрастающего количества мартенсита деформации, а затем ее ростом вследствие конкурирующего влияния резко возрастающего уровня остаточных напряжений (рис. 2в, кривая 4). Отметим, что образование ферромагнитной α -фазы существенно снижает глубину проникновения электромагнитного поля. Для стали AISI 321 при содержании мартенсита деформации в поверхностном слое в количестве 100 об. %, величина $\delta = 0.188-0.083$ мм в диапазоне частот $f = 24-124$ кГц [24].

Для стали AISI 321, подвергнутой комбинированной обработке, показания вихретокового прибора α при измерении на разных частотах отличаются как по величине, так и по характеру зависимости (рис. 2в, кривые 5, 6). Как видно из рис. 2г, для всех частот возбуждения вихретокового преобразователя цементация в плазме электронного пучка приводит к росту величины α , при этом после цементации при температуре $T = 350^\circ\text{C}$ (рис. 2г, кривая 5) рост величины α менее сильный, чем после цементации при температуре $T = 500^\circ\text{C}$ (рис. 2г, кривая 6). Как было отмечено выше, цементация при температуре $T = 350^\circ\text{C}$ не приводит к уменьшению количества ферромагнитной α -фазы. Однако в результате цементации происходит насыщение α -фазы углеродом, что, с одной стороны, должно приводить к росту удельного электросопротивления, а, с другой стороны, снижению начальной магнитной проницаемости. Известно, что увеличение содержания углерода в сталях оказывает на начальную магнитную проницаемость более сильное влияние, чем на удельное электросопротивление [36]. Поэтому результирующий эффект, даже с учетом влияния карбидной фазы, повышающей удельное электросопротивление, выражается в росте показаний вихретокового прибора (см. рис. 2г, кривая 5). После цементации

при температуре $T = 500^\circ\text{C}$ ферромагнитная α -фаза полностью отсутствует в структуре стали [17], что приводит к резкому снижению начальной магнитной проницаемости и соответствующему росту показаний вихретокового прибора (рис. 2г, кривая 6). При этом зависимость показаний вихретокового преобразователя для стали AISI 321, подвергнутой фрикционной обработке и цементации при температуре $T = 500^\circ\text{C}$ (рис. 2в, кривая 6), качественно не отличается от соответствующей зависимости для цементованной стали без фрикционной обработки (рис. 2а, кривая 3), однако несколько ниже по величине. Это обусловлено образованием большого количества карбидов, в частности, неферромагнитного карбида хрома Cr_{23}C_6 и слабо ферромагнитного цементита Fe_3C , которые приводят к повышению удельного электросопротивления и, в незначительной степени, начальной магнитной проницаемости стали, что способствует снижению показаний вихретокового прибора.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено исследование микротвердости и электромагнитных характеристик аустенитной стали AISI 321, подвергнутой цементации в плазме электронного пучка при температурах 350 и 500 $^\circ\text{C}$, фрикционной обработке скользящим индентором и комбинированным обработкам, включающим фрикционную обработку и плазменную цементацию.

Установлено, что плазменная цементация при $T = 350$ и 500 $^\circ\text{C}$ приводит к повышению микротвердости поверхности стали AISI 321 от 200 до 1100 $HV0.025$. Общая глубина упрочнения составила 25 мкм после цементации при $T = 350^\circ\text{C}$ и 300 мкм после цементации при $T = 500^\circ\text{C}$. Фрикционная обработка приводит к повышению микротвердости поверхности стали AISI 321 до 600 $HV0.025$, при общей глубине упрочнения около 500 мкм. При этом формируемые упрочненные слои являются градиентными.

Показано, что диффузионно-активный слой с дисперсной структурой, сформированный в результате предварительной фрикционной обработки, способствует дополнительному упрочнению поверхности стали (до 1275 $HV0.025$) в процессе цементации при $T = 350^\circ\text{C}$. Однако комбинированная обработка с цементацией при $T = 500^\circ\text{C}$ приводит к повышению микротвердости стали только до 820 $HV0.025$. Общая глубина упрочнения составляет 500 мкм для обоих режимов комбинированной обработки.

Установлено, что плазменная цементация стали AISI 321 приводит к снижению показаний вихретокового прибора по сравнению со сталью в за-

каленном состоянии и их росту по сравнению со сталью, подвергнутой фрикционной обработке. Полученные результаты могут быть использованы для разработки методик контроля качества поверхностных упрочняющих, в том числе комбинированных обработок аустенитных хромоникелевых сталей.

Работа выполнена в рамках государственных заданий ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790147-4, ИФМ УрО РАН по темам № 122021000033-2 “Структура” и 122021000030-1 “Диагностика”, ИЭФ УрО РАН по теме № 122011200365-3. Измерение микротвердости выполнено в ЦКП “Пластометрия” ИМАШ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Tsujikawa M., Egawa M., Sone T., Ueda N., Okano T., Higashi K.* Modification of S phase on austenitic stainless steel using fine particle shot peening // *Surf. Coat. Technol.* 2013. V. 228. P. S318–S322.
2. *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.
3. *Menezes M.R., Godoy C., Buono V.T.L., Schwartzman 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.
4. *Макаров А.В., Гаврилов Н.В., Самойлова Г.В., Мамеев А.С., Осинцева А.Л., Саврай Р.А.* Влияние непрерывного и газодиффузионного плазменного азотирования на качество наноструктурированной поверхности аустенитной нержавеющей стали // *Обр. металлов (технология, оборудование, инструменты).* 2017. № 75. С. 55–66.
5. *Макаров А.В., Самойлова Г.В., Гаврилов Н.В., Мамеев 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.
6. *Makarov A.V., Samoilova G.V., Gavrillov N.V., Mamaev A.S., Osintseva A.L., Kurennykh T.E., Savrai R.A.* Effect of preliminary nanostructuring frictional treatment on the efficiency of nitriding of metastable austenitic steel in electron beam plasma // *AIP Conf. Proc.* 2017. V. 1915. Art. 030011.
7. *Lezhnin N.V., Makarov A.V., Gavrillov N.V., Osintseva A.L., Savrai R.A.* Improving the scratch test properties of plasma-nitrided stainless austenitic steel by preliminary nanostructuring frictional treatment // *AIP Conf. Proc.* 2018. V. 2053. Art. 040050.
8. *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.
9. *Zhidkov I.S., Kukharensko A.I., Makarov A.V., Savrai R.A., Gavrillov 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. № 125492.
10. *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.
11. *Lewis D.B., Leyland A., Stevenson P.R., Cawley J., Matthews A.* Metallurgical study of low-temperature plasma carbon diffusion treatments for stainless steels // *Surf. Coat. Technol.* 1993. V. 60. P. 416–423.
12. *Tsujikawa M., Yoshida D., Yamauchi N., Ueda N., Sone T., Tanaka S.* Surface material design of 316 stainless steel by combination of low temperature carburizing and nitriding // *Surf. Coat. Technol.* 2005. V. 200. P. 507–511.
13. *Adachi S., Ueda N.* Surface hardness improvement of plasma-sprayed AISI 316L stainless steel coating by low-temperature plasma carburizing // *Adv. Powder Technol.* 2013. V. 24. P. 818–823.
14. *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.
15. *Liu H.Y., Che H.L., Li G.B., Lei M.K.* Low-pressure hollow cathode plasma source carburizing technique at low temperature // *Surf. Coat. Technol.* 2021. V. 422. Art. 127511.
16. *Liu H.Y., Che H.L., Gao J.Y., Li G.B., Lei M.K.* Low-pressure hollow cathode plasma source carburizing of AISI 304L austenitic stainless steel at low temperature // *Surf. Coat. Technol.* 2022. V. 442. Art. 128548.
17. *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.
18. *Mao H., Li Q., Mao H., Huang Zh., Tang W., Huang H., Yi X., Qing G., Li X.* Nonlinear ultrasonic characterization of carburized case depth // *NDT and E Int.* 2020. V. 112. Art. 102244.
19. *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.
20. *Putilova E.A., Goruleva L.S., Zadvorkin S.M.* Effect of frictional treatment of the AISI 321 steel on the change of its hardness and magnetic characteristics [Electronic resource] // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures.* 2022. Is. 5. P. 40–49. http://dream-journal.org/issues/2022-5/2022-5_364.html.
21. *Макаров А.В., Коган Л.Х., Горкунов Э.С., Колобылин Ю.М.* Вихретоковый контроль износостойко-

- сти цементированной хромоникелевой стали 20ХН3А // Дефектоскопия. 2001. № 2. С. 67–78.
22. *Amiri M.Sh., Kashefi M.* Application of eddy current nondestructive method for determination of surface carbon content in carburized steels // NDT and E Int. 2009. V. 42. P. 618–621.
 23. *Макаров А.В., Горкунов Э.С., Скорынина П.А., Коган Л.Х., Юровских А.С., Осинцева А.Л.* Вихретоковый контроль фазового состава и твердости метастабильной аустенитной стали после различных режимов наноструктурирующей фрикционной обработки // Дефектоскопия. 2016. № 11. С. 15–26.
 24. *Саврай Р.А., Коган Л.Х.* Влияние упрочняющей фрикционной обработки на особенности вихретокового контроля усталостной деградации метастабильной аустенитной стали при гигацикловом контактно-усталостном нагружении // Дефектоскопия. 2022. № 8. С. 52–61.
 25. *Бакунов А.С., Мужичкий В.Ф., Шубочкин С.Е.* Современное решение задач вихретоковой структуроскопии // Дефектоскопия. 2004. № 5. С. 79–84.
 26. *Макаров А.В., Горкунов Э.С., Коган Л.Х.* Применение вихретокового метода для оценки износостойкости β -титанового сплава ВТ35, легированного водородом // Дефектоскопия. 2007. № 1. С. 27–33.
 27. *Макаров А.В., Горкунов Э.С., Малыгина И.Ю., Коган Л.Х., Саврай Р.А., Осинцева А.Л.* Вихретоковый контроль твердости, износостойкости и толщины покрытий, полученных методом газопорошковой лазерной наплавки // Дефектоскопия. 2009. № 11. С. 68–78.
 28. *Саврай Р.А., Коган Л.Х.* Вихретоковый контроль усталостной деградации метастабильной аустенитной стали при гигацикловом контактно-усталостном нагружении // Дефектоскопия. 2021. № 5. С. 56–63.
 29. *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.
 30. *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.
 31. *Дякин В.В., Сандовский В.А.* Теория и расчет накладных вихретоковых преобразователей. М.: Наука, 1981. 136 с.
 32. *Дорофеев А.Л.* Индукционная структуроскопия. М.: Энергия, 1973. 176 с.
 33. *Макаров А.В., Саврай Р.А., Горкунов Э.С., Малыгина И.Ю., Коган Л.Х., Поздеева Н.А., Колобылин Ю.М.* Влияние упрочняющей фрикционной обработки на особенности магнитного и вихретокового контроля отожженной конструкционной стали, подвергнутой циклическому нагружению // Дефектоскопия. 2008. № 7. С. 74–92.
 34. *Михеев М.Н., Горкунов Э.С.* Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. М.: Наука, 1993. 252 с.
 35. *Jiles D.C.* The effect of compressive plastic deformation of AISI 4130 steels with various mikrostructures. J. Phys. D. Appl. Phys. 1998. № 21. P. 1196–1204.
 36. *Коган Л.Х., Ничипурук А.П., Гаврилова Л.Д.* Влияние содержания углерода на магнитные электрические свойства термообработанных углеродистых сталей и возможности контроля качества отпуска изделий из них вихретоковым методом // Дефектоскопия. 2006. № 9. С. 72–90.