

УДК 669.14.018.29:538.91

ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ ВКС-10 ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО АЗОТИРОВАНИЯ

©2024 г. **Б.Е. Винтайкин, Т.И. Копылова, А.Е. Смирнов,
Н.А. Смирнова, Я.В. Черенков**

*Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана, Москва
E-mail: vintaikb@bmstu.ru*

Поступила в редакцию 13 июня 2023 г.

После доработки 20 марта 2024 г. принята к публикации 12 апреля 2024 г.

Методом рентгеновской дифрактометрии поликристаллических образцов с использованием математических методов для повышения разрешающей способности получены данные о фазовом составе и истинном уширении дифракционных максимумов стали ВКС-10 на основе Fe-Cr-Ni, подвергнутой лазерной обработке с разной интенсивностью и последующему азотированию. Также исследованы закономерности формирования нитридных фаз при рассмотренных видах обработки. Установлено, что с увеличением интенсивности лазерной обработки возрастает количество твердого раствора на основе γ -Fe и оксидных фаз, а также увеличиваются ширины дифракционных линий. После азотирования появляются нитридные фазы CrN, Fe₃N, Fe₄N, их объемные доли значительно возрастают с увеличением интенсивности лазерной обработки, однако при двукратной лазерной обработке доля нитридных фаз снижается.

Ключевые слова: химико-термическая обработка; азотирование; лазерная обработка; рентгенофазовый анализ.

Стали к настоящему времени остаются наиболее распространенными и перспективными конструкционными материалами [1]. Их специфические свойства достигаются путем термической обработки (ТО) [1—3]. Так, для упрочнения стали ВКС-10 — высокопрочного и надежного сплава [4], содержащего ряд легирующих элементов (Cr, Ni, Mo), используется закалка от температуры 1010 °С и трехкратное старение (отпуск) при 510 °С [5]. В работе [6] отмечены благоприятное сочетание прочностных и пластических свойств, высокая стойкость к хрупкому разрушению. Сталь ВКС-10 предназначена для изготовления деталей авиационной техники, например зубчатых колес [7].

Для формирования специальных физико-технологических свойств поверхностного слоя деталей из стали без изменения свойств сердцевины применяют химико-термическую обработку (ХТО) [8]. Для улучшения характеристик поверхности служит азотирование. При этом поверхностный слой детали насыщается азотом с образованием азотсодержа-

щих фаз, способствующих улучшению физических свойств и механических характеристик поверхностного слоя [9—11]. Эти фазы, как правило, обеспечивают большую твердость, а иногда и коррозионную стойкость поверхности [12].

Однако во многих сталях насыщение поверхности азотом происходит медленно [13, 14]. Для ускорения этого процесса используют методы подготовки приповерхностного слоя стали. Влияние термоциклических деформаций на структуру низкоуглеродистых сталей исследовано в работе [15]. Лазерное модифицирование поверхности [16] способствует изменению структуры обработанных участков и позволяет сделать предположения о влиянии процесса деформации на процесс азотирования [17]. В результате лазерной обработки (ЛО) диффузионные процессы протекают быстрее [18, 19] из-за большого количества дефектов, образующихся при такой обработке. Лазерное упрочнение поверхности повторяющимися лазерными импульсами было выполнено и исследовано в рабо-

те [20], в ней выделен эффект закалки при ЛО поверхности (обработка поверхности, которая приводит к закалке).

Трибологические свойства углеродистых инструментальных сталей после лазерной поверхностной закалки исследованы в работах [21, 22]. Для наблюдения фазовых областей в работе [21] применяли сканирующую электронную микроскопию, но идентификацию фаз не выполняли, в этом случае необходимы дифракционные методы. При изучении фазового состава методами микроскопии, а также триботехнических свойств углеродистых инструментальных сталей после лазерного поверхностного упрочнения квази-CW волоконным лазером [21] изменения структуры дифракционными методом не исследовали, что не позволило полностью раскрыть природу упрочнения. Эффективность образования новых фаз, а также дефектов в поверхностных слоях может быть исследована методами рентгеновской дифракции. В работе [23] показано, что при ЛО в среде инертного газа могут появиться оксиды, что подтверждено в нашей работе. Однако процесс образования новых фаз с их идентификацией после ЛО, а также последующего азотирования стали ВКС-10 ранее не исследовался.

Известно, что рентгеновская дифракция — оптимальный метод для регистрации и идентификации фаз в сталях [19, 24], т.е. исследования поверхности стали ВКС-10 этим методом можно рассматривать как перспективные. Однако идентификация фаз затруднена при близком расположении дифракционных рефлексов фаз [25, 26]. Для точной идентификации фаз [25] используют математические методы повышения разрешения [27].

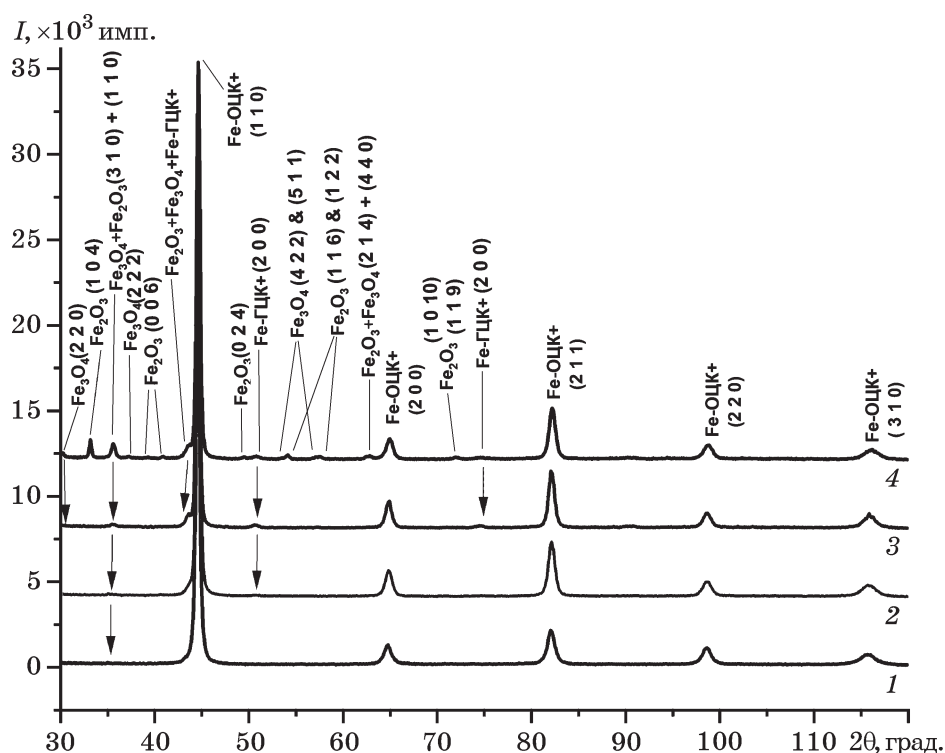
В работе [28] исследовано влияние ЛО стали ВКС-10 (13ХЗНЗМ2ВФБ-Ш) без оплавления и с оплавлением на толщину поверхностных слоев и изменение микротвердости по толщине диффузионных слоев при последующем вакуумном азотировании. Было установлено, что предварительная ЛО без оплавления поверхности при последующем азотировании обеспечивает большую эффективную толщину слоя, чем обработка с оплавлением, а также повышенную износостойкость поверхности. В этой работе фазовый состав поверхностных слоев не исследовался, хотя, несомненно, это важно для понимания физических причин упрочнения поверхностных слоев.

Настоящая работа проведена с целью получения данных о фазовом составе поверхностных слоев образцов стали на основе Fe-Cr-Ni (сталь ВКС-10) в состоянии после поверхностной обработки лазерным излучением без/с оплавлением и последующего азотирования методом рентгеновской дифракции с использованием математических методов повышения разрешающей способности.

Материалы и методика исследований. Опытные образцы стали ВКС-10 (химический состав, мас. %: Fe — основа, С 0,10—0,15; Cr 3,00—3,40; Ni 2,70—3,00; Mo 1,90—2,30; Mn 0,3—0,6; W 0,20—0,50; Si 0,17—0,31; V 0,05—0,15; Nb 0,05—0,15) после термического улучшения (закалка + высокий отпуск) по ОСТ 1 90005—91 подвергали как ЛО, так и последующему азотированию (ХТО).

Исследовали образцы в исходном состоянии, а также после ЛО по трем схемам: 1) без оплавления поверхности (при мощности лазерного излучения 1200 Вт); 2) с оплавлением (мощность 2000 Вт) и 3) с оплавлением при сканировании лазером по двум перпендикулярным направлениям (мощность 2000 Вт, при смене направления сканирования поверхность охлаждали на воздухе около 10 мин и меняли направление сканирования). Лазерную обработку проводили с использованием иттербиевого волоконного лазера ЛС-5 с длиной волны излучения 1,07 мкм в потоке аргона. Скорость обработки составила 10 мм/с, диаметр лазерного пятна — 4 мм с перекрытием соседних дорожек 0,38. Образцы в исходном состоянии и после ЛО по трем схемам дополнительно подвергали азотированию. Вакуумное азотирование осуществляли при температуре 540 °С в среде аммиака в течение 24 ч при давлении 10 кПа (80 мм рт. ст.).

Для проведения рентгеновских исследований использовали дифрактометр X'pert PANAnalytical на CuK_α -излучении в режиме $\theta/2\theta$ сканирования в диапазоне углов 20—120° с шагом 0,1° по углу 2θ при использовании изогнутого монохроматора, установленного между образцом и детектором [29]. Эффективная глубина проникновения излучения составляла 4—10 мкм, на такой глубине исследовали фазовый состав. Расшифровку рентгенограмм проводили с использованием баз данных ICDD PCPDFWIN (1997 г.) и ICSD (2014 г.). Перед проведением оценки относительных долей фаз все рентгенограммы



Фиг. 1. Рентгенограммы образцов стали ВКС-10 в диапазоне $2\theta = 30\text{--}120^\circ$: 1 — исходный; 2 — ЛО без оплавления; 3 — ЛО с оплавлением; 4 — сканирование лазером

нормировали на одинаковую интегральную интенсивность всех дифракционных максимумов (за вычетом фона).

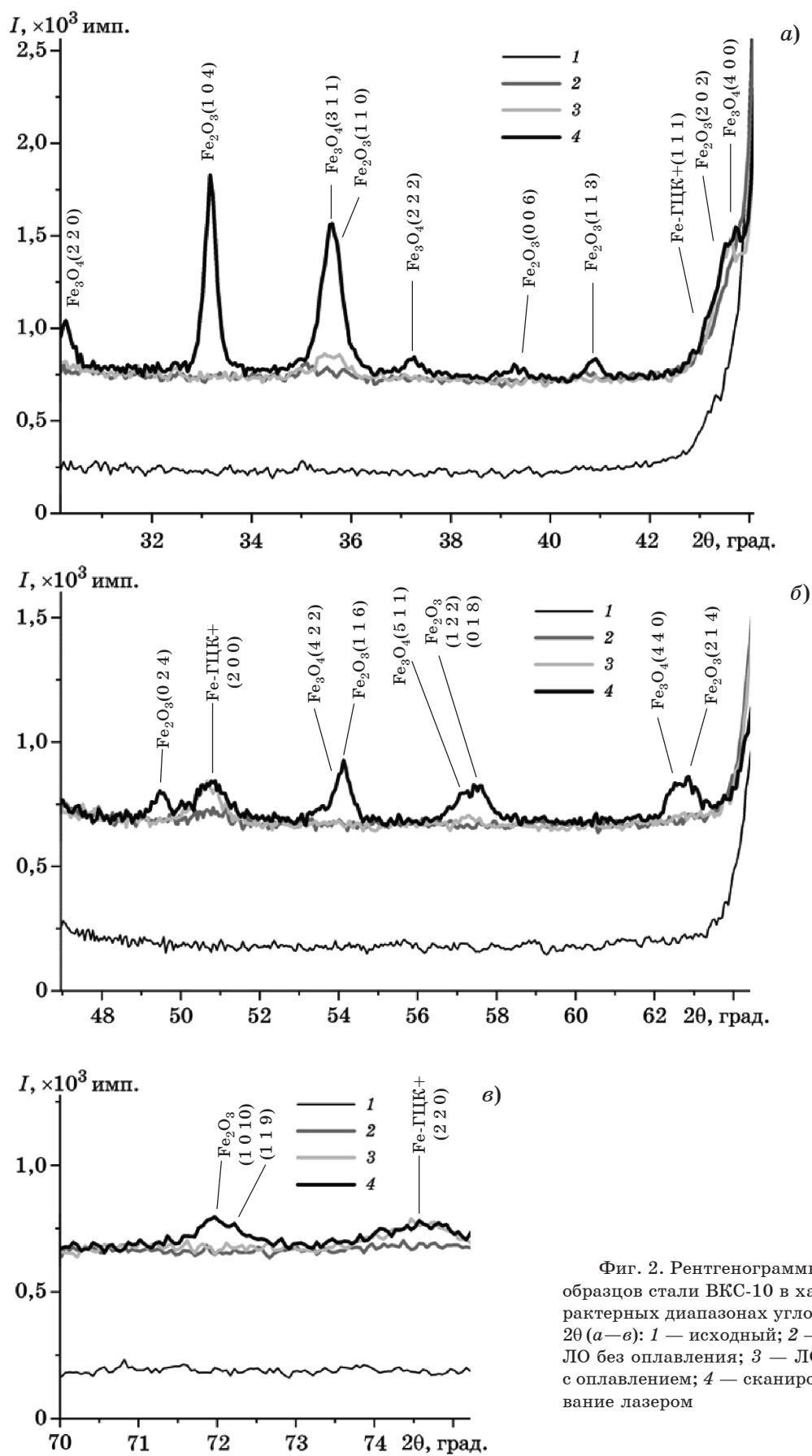
Результаты исследований и их обсуждение. Согласно анализу рентгенограмм (фиг. 1) в контрольном образце (без ЛО и ХТО) присутствует только фаза на основе твердого раствора α -Fe (далее обозначаемая как Fe-ОЦК+), легированного в основном хромом и никелем [30]; карбиды, доля которых по данным [31] очень мала, не обнаружены.

На рентгенограмме образца после ЛО без оплавления (мощность 1200 Вт) фаза Fe-ОЦК+ сохраняется доминирующей и появляются: широкий оксидный пик небольшой интенсивности Fe_3O_4 (кривая 2 на фиг. 2, а; увеличенную ширину дифракционного максимума можно объяснить тем, что вместо одного межплоскостного расстояния d появляется распределение расстояний вокруг среднего значения); пики оксида Fe_2O_3 и слабые пики (на уровне шума) аустенита (далее обозначаемого как Fe-ГЦК+, фиг. 2, б). Окисление при ЛО в аргоне объясняется отсутствием полной изоляции образца, вследствие чего возможно небольшое неконтролируемое поступление окислительной атмосферы в зону обработки.

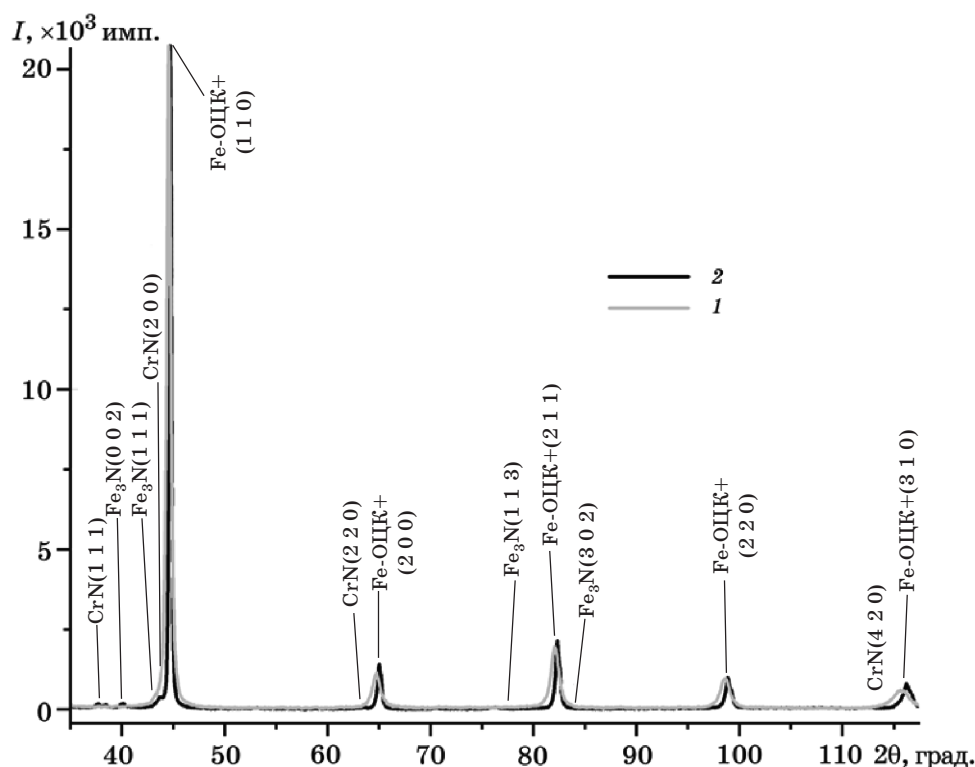
На рентгенограмме образца после ЛО с оплавлением (при мощности 2000 Вт; кривая 3 на фиг. 1) фаза Fe-ОЦК+ сохраняется и появляется большое количество слабых оксидных пиков и увеличивается интенсивность существовавших ранее, образуются более заметные пики Fe-ГЦК+ (фиг. 2, б, в) по сравнению с ЛО без оплавления. Это согласуется с данными [32, 33] о том, что при высоких скоростях нагрева и охлаждения, собственных ЛО, при обработке сталей создаются условия для стабилизации аустенита.

После сканирования лазером по двум перпендикулярным направлениям при мощности 2000 Вт (кривая 4 на фиг. 1) интенсивности пиков всех оксидных фаз сильно возрастают (см. фиг. 2) по сравнению с ЛО с оплавлением и появляется множество новых слабых оксидных (Fe_3O_4 и Fe_2O_3) пиков. Образуется новый пик фазы Fe-ГЦК+ (фиг. 2, а). Такие результаты можно объяснить увеличением интенсивности окисления и большей стабилизацией фазы Fe-ГЦК+, которым способствует увеличение в два раза длительности лазерного воздействия и, тем самым, суммарной энергии лазерного излучения при сканировании [32, 33].

На фиг. 3 представлены рентгенограммы образцов в исходном состоянии и после азо-



Фиг. 2. Рентгенограммы образцов стали ВКС-10 в характерных диапазонах углов 2θ (а–в): 1 — исходный; 2 — ЛО без оплавления; 3 — ЛО с оплавлением; 4 — сканирование лазером



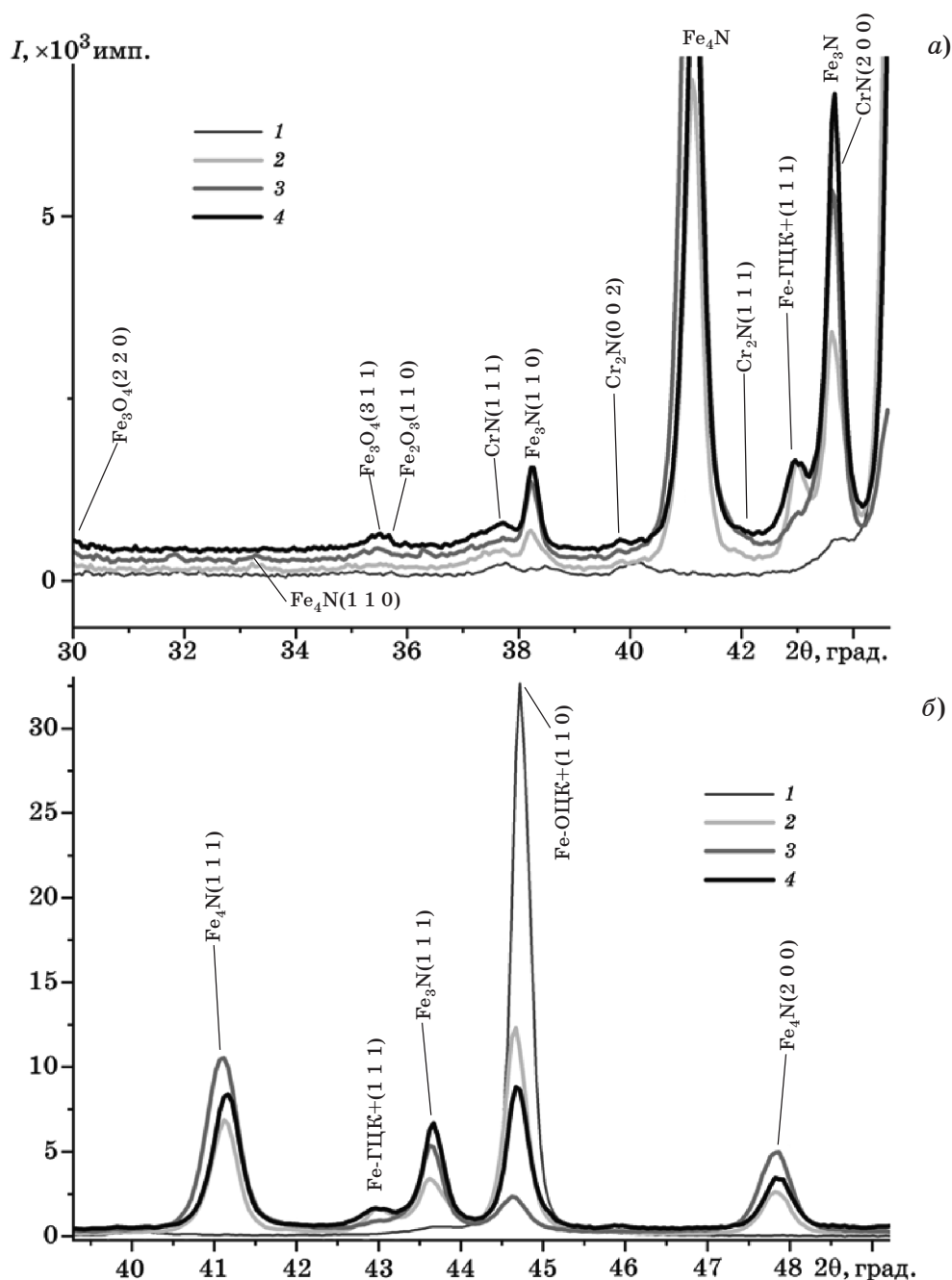
Фиг. 3. Рентгенограммы образцов стали ВКС-10: 1 — исходный; 2 — после азотирования

тирования. Из сравнения рентгенограмм видно, что после азотирования пики α -фазы смещаются вправо (увеличивается угол 2θ) и сужаются по сравнению с исходным образцом. Это можно объяснить тем, что увеличение параметра решетки из-за внедрения атомов азота меньше, чем его уменьшение из-за перехода хрома в нитриды при длительном азотировании стали при 540 °С. Также появляются слабые пики фаз CrN, Fe₃N (фиг. 3).

После ЛО без оплавления и вакуумного азотирования увеличивается (по сравнению с азотированием без ЛО) количество нитридных (Fe₄N, Fe₃N и CrN) и оксидных (Fe₂O₃ и Fe₃O₄) пиков и повышается интенсивность пиков фаз CrN, Fe₃N, Fe₄N (см. кривую 2 на фиг. 4); обнаружено несколько пиков твердого раствора Fe-ГЦК+. Как было отмечено ранее, ЛО приводит к стабилизации остаточного аустенита, который должен распадаться при температуре азотирования. Но этого не происходит, потому что азот является γ -стабилизатором [34]. Таким образом, результатом ЛО и последующего азотирования является стабилизация остаточного аустенита [35]. В то же время интенсивность пиков фазы Fe-ОЦК+ сильно уменьшается, а ширина их увеличивается (что свидетельствует

о появлении неоднородных деформаций в этой фазе или уменьшении размеров областей когерентного рассеяния из-за увеличения, по видимому, концентрации дефектов), но положение пиков на рентгенограмме остается неизменным (кривая 2 на фиг. 4). Этот фазовый состав соответствует глубине 4—10 мкм от поверхности образца, что существенно меньше толщины азотированного слоя (300 мкм) [28].

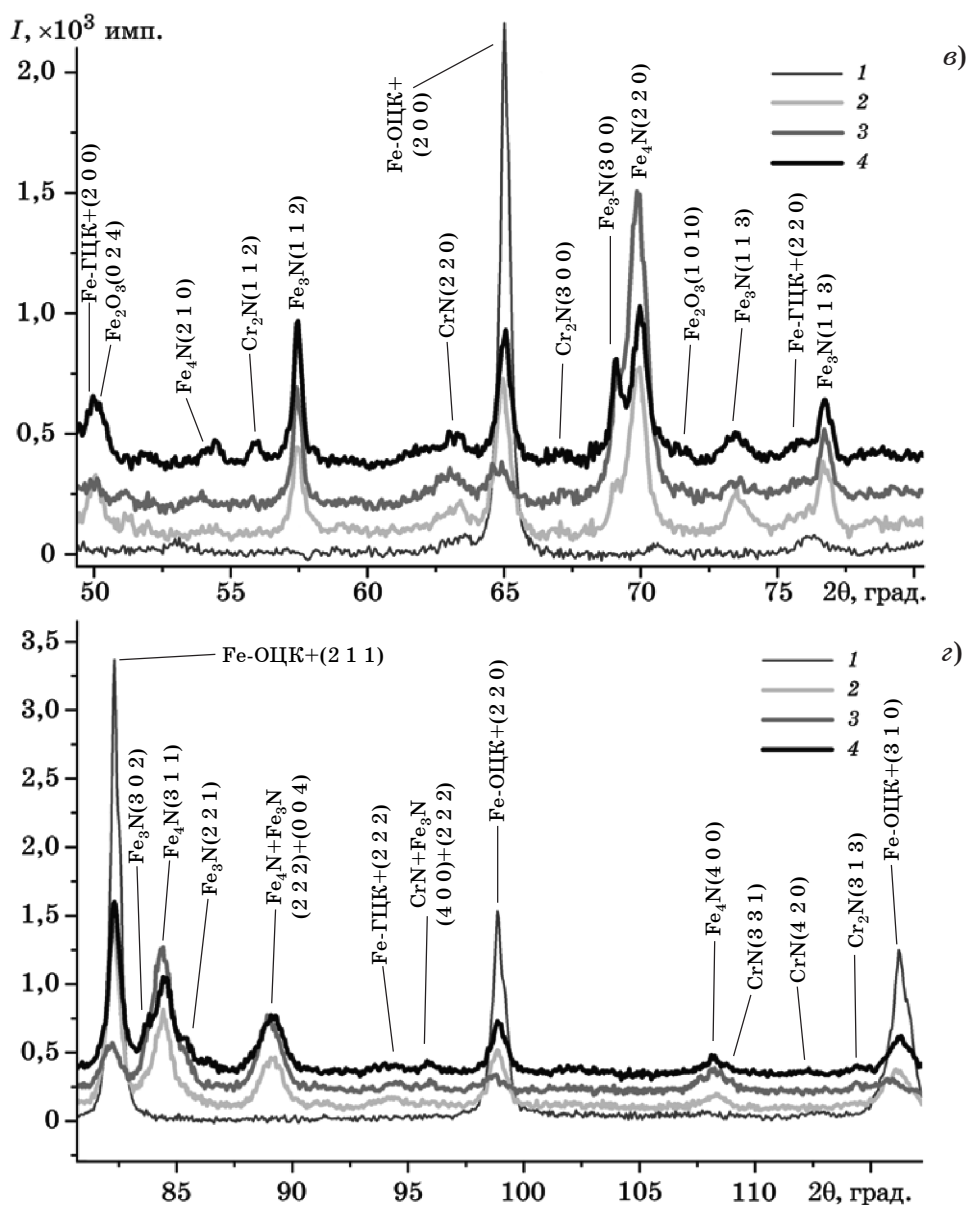
Анализ рентгенограммы после ЛО с оплавлением и азотирования показал, что доля фазы Fe-ОЦК+ значительно уменьшилась (по сравнению с образцом после ЛО без оплавления) и некоторые ее пики оказались на одном уровне с шумом (кривая 3 на фиг. 4, б—г). Ширина пиков увеличивается, что происходит либо из-за появления сильных неоднородных деформаций в этой фазе, либо из-за сильного уменьшения размеров областей когерентного рассеяния, по-видимому, вследствие увеличения концентрации дефектов и уменьшения размеров кристаллитов при оплавлении и последующей кристаллизации. Интенсивности пиков нитридов становятся самыми большими на данной рентгенограмме, помимо этого появляются пики нитридов Cr₂N. Объемные доли нитридов железа



и хрома также продолжают увеличиваться (по сравнению с образцом после ЛО без оплавления). Этот фазовый состав соответствует глубине 4—10 мкм от поверхности образца.

На рентгенограмме образца после сканирования лазером по двум направлениям и азотирования наблюдается другая, по сравнению с ранее рассмотренным образцом (ЛО с оплавлением), картина: интенсивность пиков фазы Fe-ОЦК+ больше, а ширина ее пиков меньше, интенсивность пиков нитридных фаз меньше (кривая 4 на фиг. 4). Это можно объяснить тем, что обработка со сканированием по двум направлениям приводит к

частичному отжигу/отпуску материала, заживлению дефектов фазы Fe-ОЦК+ и, как следствие, к уменьшению коэффициента диффузии. Также можно отметить небольшое увеличение интенсивности пиков оксидов и твердого раствора на основе Fe-ΓЦК+. Несмотря на то, что азотирование выполняли в восстановительной среде аммиака, относительно низкая температура азотирования (540 °C) не позволяет восстановить полностью оксидные фазы, сформированные при ЛО. Фазы карбидов не были обнаружены после всех изученных обработок из-за малого содержания углерода в исходном образце.



Фиг. 4. Рентгенограммы образцов стали ВКС-10 в характерных диапазонах углов 2θ (а—б): 1 — азотирование в исходном состоянии; 2 — ЛО без оплавления и азотирование; 3 — ЛО с оплавлением и азотирование; 4 — сканирование лазером и азотирование

Таким образом, показано увеличение интенсивности пиков азотсодержащих фаз (свидетельствующее об увеличении их количества) при азотировании после ЛО, что свидетельствует об ускорении последующего азотирования, по-видимому, в результате формирования более дефектной структуры, диффузия азота в которой протекает быстрее.

Выводы. 1. В поверхностных слоях образцов стали ВКС-10 при повышении мощности лазерной обработки (с 1200 до 2000 Вт) происходит увеличение объемных долей твердого раствора на основе Fe-ΓЦК, так как лазерной обработке свойственны высокие

скорости нагрева и охлаждения, создающие условия для стабилизации аустенита и оксидных фаз (из-за незначительного проникновения кислорода в защитную среду (аргон) и увеличения скорости окисления при более интенсивном нагреве поверхности).

2. Обнаружены пики фаз CrN, Fe₃N после вакуумного азотирования, причем доля нитридов на расстоянии 0—10 мкм от поверхности растет при увеличении интенсивности воздействия (вначале без лазерной обработки, далее 1200 Вт (лазерная обработка без оплавления) и 2000 Вт (лазерная обработка с оплавлением)), что сопровождается ушире-

нием дифракционных пиков фазы на основе твердого раствора Fe-ОЦК, вызванного, по-видимому, ростом количества дефектов в областях этой фазы и ослаблением интенсивности пиков этой фазы из-за уменьшения ее доли после вакуумного азотирования.

3. После лазерной обработки с оплавлением и азотирования наблюдается сильное уменьшение относительной интенсивности и увеличение ширины пиков фазы на основе твердого раствора Fe-ОЦК, что является следствием формирования структуры с большим количеством дефектов и уменьшения размеров кристаллитов при оплавлении и кристаллизации при лазерной обработке; нитриды железа становятся основной фазой.

4. После двойного сканирования лазером и азотирования интенсивности нитридных пиков уменьшаются, а интенсивности пиков фазы на основе твердого раствора Fe-ОЦК увеличиваются по сравнению с однократной обработкой лазером с оплавлением и азотированием, а ширины пиков уменьшаются, что является следствием формирования структуры с меньшим количеством дефектов из-за их залечивания при лазерной обработке со сканированием.

5. При увеличении интенсивности однократного лазерного воздействия при последующем азотировании увеличивается объемная доля нитридных фаз, но при этом незначительно увеличивается и доля нежелательных оксидных фаз. Полного восстановления оксидных фаз, сформированных при лазерной обработке, не происходит, так как азотирование проводится при сравнительно низкой температуре (540 °C) в восстановительной атмосфере аммиака. Доля фазы на основе Fe-ГЦК, сформировавшаяся после лазерной обработки, при азотировании не изменяется, по-видимому, из-за стабилизирующего действия азота.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Shlyamnev, A.P.* Corrosion-resistant, heat-resistant and high-strength steels and alloys : Reference / A.P. Shlyamnev, T.V. Svistunova, R.B. Lapshina, N.A. Sorokina, V.I. Motorin, V.I. Stolyarov, S.D. Bogolyubsky, N.N. Kozlova, A.F. Edneral. — М. : Intermet Engineering. 2000.
2. *Shevchenko, S.Yu.* Prospects of hardening of steels and alloys in a high-pressure gas environment / S.Yu. Shevchenko, A.E. Smirnov, Wai Yan Min Htet, Yu.N. Rozhkova, D.P. Sleptsova // *Metal Sci. Heat Treat.* 2020. V.62. №1—2. P.139—144. DOI : 10.1007/s11041-020-00526-z.

3. *Fakhurtdinov, R.S.* Influence of heat treatment on the structure and properties of austenitic-ferritic stainless steel 03Kh24N8AD2M3 / R.S. Fakhurtdinov [et al.] // *Inorganic Mater. : Applied Res.* 2022. V.13. №1. P.186—193. DOI : 10.1134/S2075113322010117.
4. *Markova, E.S.* Martensitic aging steels — new promising materials for GTD shafts / E.S. Markova, N.G. Pokrovskaya, A.B. Shalkevich, V.I. Gromov // *Aviation Mater. Technologies.* 2012. №S. P.81—84.
5. *Kuksenova, L.I.* The influence of vacuum chemical and thermal treatment on the wear resistance of VKS-7 and VKS-10 steels / L.I. Kuksenova, S.A. Gerasimov, M.S. Alekseeva, V.I. Gromov // *Aviation Mater. Technol.* 2018. V.1. №50. P.3—8. DOI : 10.18577/2071-9140-2018-0-1-3-8.
6. *Gerasimov, S.A.* Structure and wear resistance of nitrided structural steels and alloys / S.A. Gerasimov, L.I. Kuksenova, V.G. Lapteva. — М. : Publ. House of Bauman Moscow State Techn. Univ. 2012.
7. *Kablov, E.N.* Developments of VIAM for gas turbine engines and installations / E.N. Kablov // *Wings of the Motherland.* 2010. №4. P.31—33.
8. *Smirnov, A.E.* Use of combined methods of successive carburizing and nitriding of martensitic steels in low-pressure atmospheres / A.E. Smirnov, M.Yu. Semenov, A.S. Mokhova, G.S. Seval'nev // *Metal Sci. Heat Treat.* 2020. V.62. №1—2. P.127—132. DOI : 10.1007/s11041-020-00524-1.
9. *Xi, Y.-T.* Improvement of corrosion and wear resistances of AISI 420 martensitic stainless steel using plasma nitriding at low temperature / Y.-T. Xi, D.-X. Liu, D. Han // *Surf. Coat. Technol.* 2008. V.202. №12. P.2577—2583. DOI : 10.1016/j.surfcoat.2007.09.036.
10. *Куксенова, Л.И.* Структура поверхности слоев сталей и износостойкость после разных условий азотирования / Л.И. Куксенова, В.Г. Лаптева, М.С. Мичугина, Е.В. Березина // *Методы упрочнения поверхностей деталей машин.* — М. : Красанд, 2008. С.341.
11. *Герасимов, С.А.* Влияние нанокристаллической фазы нитридов железа на износостойкость азотированной стали 38Х2МЮА / С.А. Герасимов, В.С. Крапошин, И.В. Лисоцкий, Е.В. Березина, В.Г. Лаптева, Л. И. Куменова // *Тр. Всерос. науч.-техн. конф. «Машиностроительные технологии».* — М. : Изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. С.216—218.
12. *Smirnov, A.E.* Technological possibilities of different nitriding techniques for saturation of heat-resistant steels of martensitic class / A.E. Smirnov, L.P. Fomina, M.Yu. Semenov, A.S. Mokhova // *Metal Sci. Heat Treat.* 2021. V.63. №7—8. P.437—443. DOI : 10.1007/s11041-021-00708-3.
13. *Герасимов, С.А.* Азотирование конструкционных сталей триботехнического назначения и комплексная оценка качества обработки / С.А. Герасимов, Л.И. Куксенова, М.С. Алексеева, М.А. Бахирев // *МиТОМ.* 2020. №2. С.18—25.
14. *Алексеева, М.С.* Влияние газобарического азотирования на свойства стали мартенситного класса / М.С. Алексеева, М.А. Гресс, С.П. Щербаков, С.А. Герасимов, Л.И. Куксенова // *МиТОМ.* 2017. №8. С.52—56.
15. *Afanashev, V.K.* Use of thermocycling deformation for raising the operating properties of low-carbon steel / V.K. Afanashev, M.V. Popova // *Metallurgy and*

- Heat Treatment of Metals. 2022. №12. P.3—9. DOI : 10.30906/mitom.2022.12.3-9.
16. Brover, G. Features of structure formation and formation of properties of steels during laser acoustic treatment / G. Brover, E.E. Shcherbakova // Meteorologist. 2023. №6. P.59—65. DOI : 10.52351/00260827_2023_06_59.
 17. Polikevich, K.B. Grain-boundary nitrogen diffusion model in multilayer materials / K.B. Polikevich, A.I. Plokhikh, L.P. Fomina, V.E. Putyrskii // J. Physics : Conf. Ser. 2021. V.1990. №1. DOI : 10.1088/1742-6596/1990/1/012004.
 18. Gavrilov, D.I. The effect of laser surface modification on the physico-mechanical and tribological properties of stamped steel / D.I. Gavrilov, A.V. Zhdanov, I.V. Belyaev // Polzunovsky Bull. 2022. V.2. №4. P.14—18. DOI : 10.25712/ASTU.2072-8921.2022.4.2.002.
 19. Sarkar, S. Analysis of temperature and surface hardening of low carbon thin steel sheets using Yb-fiber laser / S. Sarkar, M. Gopinath, S.S. Chakraborty, B. Syed, A.K. Nath // Surf. Coat. Technol. 2016. V.302. P.344—358. DOI : 10.1016/j.surfcoat.2016.06.045.
 20. Nath, A.K. Theoretical and experimental study on laser surface hardening by repetitive laser pulses / A.K. Nath, A. Gupta, F. Benny // Surf. Coat. Technol. 2016. V.206. №8—9. P.2602—2615. DOI : 10.1016/j.surfcoat.2011.11.019 .
 21. Sidashov, A.V. Study of the phase composition and tribological properties of carbon tool steels after laser surface hardening by quasi-CW fiber laser / A.V. Sidashov, A.T. Kozakov, S.I. Yares'ko, N.G. Kakovkina, D.S. Manturov // Surf. Coat. Technol. 2020. V.385. №12.5427. P.1—13 DOI : 10.1016/j.surfcoat.2020.125427.
 22. Almuslet, N.A. Hardening enhancement for carbon steel using high power CO₂ laser / N.A. Almuslet, A.A. Alshake // J. Multidisciplinary Eng. Sci. Technol. (JMEST). 2015. V.2. №2. P.9—13.
 23. Filatov, I. Enhancing the pitting resistance of AISI 430 stainless steel by laser treatment / I. Filatov [et al.] // Optical and Quantum Electronics. 2023. V.55. №323. DOI : 10.1007/s11082-023-04594-2.
 24. Shpis, H.J. Controlled nitriding / H. J. Shpis [et al.] // Metal Sci. Heat Treat. 2004. V.46. №7—8. P.272—276.
 25. Vintaikin, B.E. The peculiarities of the structure of the Ni-40Cr-3,5Al alloy during nitriding / B.E. Vintaikin [et al.] // Physics of Metals and Metallography. 2022. V.123. №8. P.768—774. DOI : 10.1134/s0031918x22080166.
 26. Tsvetkova, E.V. Nitriding of steels of different structural classes produced by laser additive technologies / E.V. Tsvetkova, K.O. Bazaleeva, I.S. Chekin, O.G. Klimova-Korsmik, A.S. Zhidkov // Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2020. V.63. №1. P.63—70. DOI : 10.17073/0368-0797-2020-1.
 27. Vintaikin, B. E. Separation of instrumental broadenings and the $K_{\alpha 2}$ component and the K_{α} doublet on two-dimensional maps of the X-ray scattering intensity distribution by direct variational methods / B.E. Vintaikin, R.N. Kuz'min // Cristallografiya. 1986. V.31. P.656—660.
 28. Смирнов, А.Е. Вакуумное азотирование теплостойкой стали после лазерной обработки / А.Е. Смирнов, Н.А. Смирнова, А.В. Пересторонин, Г.С. Севальнев // МИТОМ. 2024. №2. С.16—22.
 29. Vintaikin, B.E. Features of surface phase formation during case-hardening of iron- and titanium-based alloys / B.E. Vintaikin, A.V. Kamynin, V.S. Kraposhin, A.E. Smirnov, K.V. Terezanova, S.A. Cherenkova, V.I. Sheykina // J. Physics : Conf. Ser. 2017. №918. P.1—6.
 30. Smirnov, A.E. Control of phase composition of complexly alloyed high-temperature steels under vacuum carburizing and quenching / A.E. Smirnov // Metal Sci. Heat Treat. 2021. V.62. №9—10. P.586—593.
 31. Дворецков, Р.М. Исследование фазового состава диффузионного слоя теплостойкой стали ВКС10-У-III / Р.М. Дворецков, Н.А. Курпякова, Н.А. Колмыкова, Ф.Н. Карачевцев // Труды ВИАМ : Науч.-техн. журнал. 2015. №10. С.24—31.
 32. Григорьянц, А.Г. Методы поверхностной лазерной обработки : учеб. пособ. / А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафонов. — М. ; Берлин : Директ-Медиа, 2021. 192 с.
 33. Завестовская, И.Н. Кристаллизация металлов в условиях сверхбыстрого охлаждения при обработке материалов ультракороткими лазерными импульсами / И.Н. Завестовская, А.П. Канавин, Н.А. Менюкова // Оптический журнал. 2009. Т.75. №6. С.13—19.
 34. Гудремон, Э.А. Специальные стали : в 6 т. Т.1 / Э.А. Гудремон ; 2-е изд. — М. : Металлургия, 1966. 734 с.
 35. Цветкова, Е.В. Влияние структурного состояния, формирующегося в процессе прямого лазерного выращивания, на параметры азотированного слоя мартенситной стали 25X13N2 / Е.В. Цветкова, К.О. Базалеева, А.Е. Смирнов, И.С. Чекин, А.С. Жидков // Металлы. 2020. №4. С.93—100. — (Tsvetkova, E.V. Effect of the structural state formed during laser melting deposition on the parameters of a nitrided layer on 25Kh13N2 martensitic steel / E.V. Tsvetkova, A.E. Smirnov, I.S. Chekin [et al.] // Russian Metallurgy (Metally). 2020. V.2020 №7. P.792—798. DOI : 10.1134/S0036029520070150.)