

Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. №4 (154). С.3-18.
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2024. №4 (154). P.3-18.

Научная статья
УДК 621.785.53:620.178.16.620.186
doi: 10.30987/2223-4608-2024-3-18

Износостойкость теплостойких сталей ВКС-7 и ВКС-10 после ионно-плазменного азотирования, вакуумной цементации и вакуумной нитроцементации

Лидия Ивановна Куксенова¹, д.т.н.
Равел Садртдинович Фахуртдинов², к.т.н.
Мария Сергеевна Алексеева³, к.т.н.

^{1,3} Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ РАН), г. Москва, Россия

² МГТУ им. Н.Э.Баумана, г.Москва, Россия

³ НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, ГНЦ РФ, г. Москва, Россия

¹ lkukc@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

² ravelf@bmstu.ru, <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

³ alekseeva_ma@list.ru, <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

Аннотация. Проанализированы триботехнические характеристики сталей мартенситного класса ВКС-7 (16Х2Н3МФБАЮ-Ш) и ВКС-10 (13Х3Н3М2ВФБ-Ш). Стали подвергали ионно-плазменному азотированию, вакуумной цементации и вакуумной нитроцементации. Реализована концепция двухэтапной технологии упрочнения: создание термически стабильного ультрамелкодисперсного состояния стали на первом этапе и использование такого состояния для ускоренного и качественного насыщения поверхностного слоя азотом или углеродом на втором этапе. Для создания ультрамелкодисперсного состояния в образцах исследуемых сталей использован метод интенсивной пластической деформации (ИПД). В основе метода лежит измельчение микроструктуры за счет больших сдвиговых деформаций. ИПД выполнена методом теплой осадки в штамп со степенью деформации 80 % при температуре 700 °С. Испытания образцов на износостойкость проводили на специальном стенде с возвратно-поступательным движением в среде пластичного смазочного материала сопрягаемых образцов, имеющих плоские поверхности трения при давлении 10 МПа и средней скорости скольжения 0,19 м/с. Показано, что стали ВКС-7 и ВКС-10 после ионно-плазменного азотирования и вакуумной цементации обладают высокой износостойкостью (интенсивность изнашивания $I \leq 10^{-10}$). После вакуумной нитроцементации значения интенсивности изнашивания образцов пары трения практически одинаковые и составляют $\sim 0,3 \cdot 10^{-10}$, что в $\sim 3,0$ раза меньше, чем после вакуумной цементации. В результате ионно-плазменного азотирования и вакуумной нитроцементации на поверхности сталей формируется наноструктурный поверхностный слой, что приводит к повышению износостойкости сталей. Сформулированы представления о природе повышения задиростойкости азотированных сталей.

Ключевые слова: конструкционные материалы, теплостойкие стали, азотирование, цементация, нитроцементация, поверхностные слои, износостойкость

Для цитирования: Куксенова Л.И., Фахуртдинов Р.С., Алексеева М.С. Износостойкость теплостойких сталей ВКС-7 и ВКС-10 после ионно-плазменного азотирования, вакуумной цементации и вакуумной нитроцементации // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. № 4 (154). С. 3–18. doi: 10.30987/2223-4608-2024-3-18

Wear resistance of heat-resistant steels HSM-7 and HSM-10 after ion-plasma nitriding, low-pressure carburizing and low-pressure carbonitriding

Lidiya I. Kuksenova¹, D. Eng.
Ravel S. Fakhurtdinov², Ph.D. Eng.
Maria S. Alekseeva³, Ph.D. Eng.

^{1,3} Science Institute of Mechanical Engineering named after A.A. Blagonravov of the Russian Academy of Sciences (IMASH RAS), Moscow, Russia

² Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russia

³ National Research Center «Kurchatov Institute» (SIC «Kurchatov Institute» – VIAM), SSC RF, Moscow, Russia

¹ lkukc@mail.ru

² ravelf@bmstu.ru

³ alekseeva_ma@list.ru

Abstract. Tribotechnical characteristics of martensitic grade steels HSM-7 (16Cr2Ni3MoVNbNAI) and HSM-10 (13Cr3Ni3Mo2VNbNAI) were analyzed. Steels underwent ion plasma nitriding, low-pressure carburizing and low-pressure carbonitriding. The concept of a two-stage hardening technology has been implemented: the creation of a thermally stable finely dispersed state of steel at the first stage and the use of such a state for accelerated and qualitative saturation of the surface layer with nitrogen or carbon at the second stage. To create an ultra-finely divided state in the samples of steels under investigation, the method of intensive plastic deformation (IPD) was used. The method is based on the grinding of the microstructure due to large shear deformations. IPD was performed by the method of warm precipitation in a die with a degree of deformation of 80 % at a temperature of 700 °C. The wear resistance tests of the samples were carried out on a special stand with reciprocating motion in the medium of a plastic lubricant material of mating samples having flat friction surfaces at a pressure of 10 MPa and an average velocity of 0,19 m/s. It is shown that HSM-7 and HSM-10 steels after ion-plasma nitriding and vacuum cementation have high wear resistance (wear intensity $I \leq 10^{-10}$). After low-pressure carbonitriding, the values of the wear intensity of the friction pair samples are almost the same and amount to $0,3 \cdot 10^{-10}$, which is ~3,0 times less than after low-pressure carburizing. As a result of ion-plasma nitriding and low-pressure carbonitriding, a nanostructured surface layer is formed on steel surfaces contributing to wear resistance increase. The ideas concerning nitrided steel score resistance increase are given.

Keywords: structural materials, heat-resistant steels, nitriding, carbonisation, low-pressure carbonitriding, surface layers, wear resistance

For citation: Kuksenova L.I., Fakhurtdinov R.S., Alekseeva M.S. Wear resistance of heat-resistant steels HSM-7 and HSM-10 after ion-plasma nitriding, low-pressure carburizing and low-pressure carbonitriding / Science intensive technology in mechanical engineering. 2024. № 4 (154). P. 3–18. doi: 10.30987/2223-4608-2024-3-18

Введение

Снижение металлоемкости деталей машин и конструкций, повышение их эксплуатационных характеристик тесно связаны с проблемами обеспечения качества конструкционных металлических материалов. Низкое качество массовых марок сталей часто не удовлетворяет требованиям конструкторов при создании машин. Это особенно ярко проявляется при изготовлении узлов трения, в частности зубчатых колес редукторов различного назначения, эксплуатация которых проходит в условиях высоких контактных

давлений. Поэтому экономически целесообразно не только наращивать объем производимого металла, но и совершенствовать упрочняющие технологии обработки конструкционных материалов на основе фундаментальных положений инженерии поверхности. Связано это с тем, что современные традиционные технологии изготовления и упрочнения высоконагруженных деталей из теплостойких сталей, используемых для изготовления зубчатых колес редукторов, практически исчерпывают свои потенциальные возможности.

Основными показателями качества нагруженных подвижных сопряжений является их надежность и долговечность, которые в существенной мере определяются эксплуатационными свойствами конструкционных материалов, зависящими от характеристик механических свойств (твердости, износостойкости, усталостной прочности). При этом поверхностный слой является объектом, с которого начинается разрушение детали. Поэтому технические решения проблемы повышения надежности и долговечности нагруженных сопряжений должны быть направлены на технологическое обеспечение качества их поверхностного слоя, в котором локализуются основные деформационные и физико-химические процессы при контактном взаимодействии. Практика эксплуатации нагруженных сопряжений свидетельствует о значительных ресурсах повышения комплекса эксплуатационных свойств ответственных деталей машин, связанных с разработкой новых технологий термической и химико-термической обработки [1 – 3].

Азотирование, цементация и нитроцементация являются распространёнными способами поверхностной обработки для повышения эксплуатационных свойств тяжело нагруженных деталей машин. Однако применение традиционных технологий химико-термической обработки сталкивается с проблемой низкой скорости насыщения поверхности изделия легирующими элементами, что существенно увеличивает время процесса. Предложения новых технологий обработки теплостойких сталей ориентированы в направлении интенсификации процесса насыщения поверхности и регулирования структурного состояния эксплуатационного слоя. Показано, что ресурс повышения эксплуатационных свойств ответственных деталей машин реализуется за счет комплексных технологий термической и химико-термической обработки, основанных на активизации процессов диффузионного насыщения поверхностных слоев в условиях формирования износостойкого структурного состояния [1, 2, 4].

Каждый из указанных методов химико-термической обработки поверхности имеет свои преимущества и недостатки.

Ионное азотирование как низкотемпературный процесс упрочняющей обработки обеспечивает повышение производительности по сравнению с газовым азотированием. Продолжительность диффузионного насыщения азотом сплавов на основе железа сокращается в 2,0 – 3,0 раза, а общее время технологического цикла – в 3,0 – 5,0 раз. В условиях ионного азотирования можно регулировать процесс насыщения поверхности с оптимизацией структуры и свойств нитридной и диффузионной зон применительно к условиям реальной эксплуатации изделий. Принципиальным преимуществом азотирования для промышленности является незначительная деформация формы и размеров деталей. Изменения объема при азотировании невелики и могут быть учтены при изготовлении детали. Объемы шлифования, если оно требуется, малы. Исключение операции шлифования после ионного азотирования обеспечивает сохранение в поверхностном слое остаточных напряжений сжатия, которые уменьшают неблагоприятное влияние напряжений растяжения, обычно возникающих на поверхности детали в процессе ее эксплуатации при многих видах нагружения, особенно при усталостном.

Цементация является основным способом поверхностного упрочнения высоконагруженных зубчатых колес. Особенности вакуумной цементации являются высокая скорость поступления углерода из газовой среды, высокий углеродный потенциал, саморегулирование процесса поступления углерода в поверхностный слой, простота управления процессом и его технологической подготовки. Главное достоинство вакуумной цементации состоит в формировании диффузионных слоев высокой несущей способности, что особенно важно для условий эксплуатации нагруженных сопряжений. Однако поверхностный цементированный слой более склонен к задирам и схватыванию при контактном взаимодействии, чем азотированный.

Вакуумная нитроцементация сочетает преимущества процессов ионного азотирования и вакуумной цементации, обеспечивая формирование протяженных качественных диффузионных слоев с повышенной концентрацией азота, что создает предпосылки для

высокой износостойкости и контактной проч-ности зубчатых колес.

В настоящее время дополнительные ресурсы повышения эксплуатационных свойств ответственных деталей машин заключаются в разработке новых комплексных технологий термической и химико-термической обработки, основанных на активизации процессов диффузионного насыщения в комбинации с предварительным субструктурным упрочнением [1 – 3]. Одним из путей решения этой задачи является формирование структуры в ультрамелкодисперсном или наноструктурном состоянии, приводящем к высокопрочному состоянию сталей при высоком запасе пластичности и вязкости, что крайне необходимо для обеспечения эксплуатационной надежности и долговечности деталей машин. Использование уникальных свойств таких структур открывает перспективы создания новых технологий производства деталей из конструкционных материалов, которые обладают высокой усталостной прочностью и износостойкостью [1, 2].

Создание в металлических материалах ультрамелкодисперсного или наноструктурного износостойкого состояния поверхностного слоя достигается с использованием методов предварительного интенсивного силового и теплового воздействия и последующих высокоэффективных процессов ионно-

вакуумной и вакуумной химико-термической обработки. В результате предварительной обработки создаются условия для существенного повышения скоростей диффузионного насыщения поверхности азотом, углеродом и другими элементами, что, в свою очередь, может привести к принципиальному изменению режимов технологии химико-термической обработки.

В данной работе представлены экспериментальные результаты оценки влияния нового вида технологий термической и химико-термической обработки, основанных на активизации процессов диффузионного насыщения (ионно-плазменного азотирования, вакуумной цементации и вакуумной нитроцементации), на износостойкость сталей, широко применяемых для изготовления ответственных деталей турбо- и моторостроения, гильз цилиндров двигателей внутреннего сгорания, зубчатых колес, различных деталей сложной конфигурации.

Исследуемые материалы, их обработка и методики исследования

Исследуемые образцы изготавливали из сталей ВКС-7 (16X2H3MФБАЮ-Ш по ТУ 14-1-4483-88) и ВКС-10 (13X3H3M2ВФБ-Ш по ТУ 14-1-4999-91), их состав приведен в табл. 1.

1. Химический состав исследуемых сталей (% масс.)

1. Chemical composition of the studied steels (% by weight)

ВКС-7	C	Cr	Ni	Mo	Mn	W
	0,14...0,18	1,8...2,2	2,7...3,0	0,4...0,6	0,3...0,6	0,2...0,3
	Si	V	Nb	Al	S	P
	0,17...0,37	0,1...0,2	0,1...0,2	0,02...0,07	≤ 0,015	≤ 0,025
ВКС-10	C	Cr	Ni	Mo	Mn	W
	0,10...0,15	3,0...3,4	2,7...3,0	1,9...2,3	0,3...0,6	0,2...0,5
	Si	V	Nb	Al	S	P
	0,17...0,37	0,05...0,15	0,05...0,15	≤ 0,04	≤ 0,015	≤ 0,015

При подготовке к ионно-плазменному азотированию и вакуумной цементации

проводили закалку образцов из стали ВКС-7 при температуре 880 °С, закалочная среда –

масло и высокий отпуск при температуре 570 °С, время обработки – 3 ч. Образцы из стали ВКС-10 подвергали закалке при температуре 1010 °С и высокому отпуску при температуре 570 °С, время обработки – 3 ч. Перед вакуумной нитроцементацией проводили нормализацию образцов из стали ВКС-7 и ВКС-10 при температуре 950 °С, время – 2,5 ч; высокий отпуск сталей ВКС-7 при температуре 640 °С и стали ВКС-10 при температуре 670 °С, время – 6 ч. Для создания мелкозернистого состояния образцы из сталей ВКС-7 и ВКС-10 подвергали предварительной интенсивной пластической деформации – осадке при температуре 700 °С и степени деформации 80 % [1, 2].

Ионно-плазменное азотирование проводили на опытной установке ионно-плазменного азотирования в среде азотно-водородной газовой смеси состава 95%N₂ + 5%H₂ при температуре 500 °С в течение 20 ч. После ионно-плазменного азотирования образцы не подвергались механической обработке [1].

Вакуумную цементацию осуществляли на опытной установке при температуре 940 °С. Выход на температурный режим вакуумной цементации проводили при нагреве образцов последовательно до 800 °С, 900 °С и 940 °С. Рабочая среда – ацетилен. Общее время цементации – 6 ч с соблюдением соотношений времени насыщения и времени диффузии. После цементации образцы подвергали высокому отпуску при температуре (650 ± 10) °С в течение 5 ч и закалке. Режим закалки образцов из стали ВКС-7: нагрев до температуры 880 °С; охлаждение в масле; обработка холодом при температуре -70 °С; отпуск при температуре 200 °С. Закалку образцов из стали ВКС-10 проводили по режиму: температура закалки 1010 °С; охлаждение в масле; отпуск при температуре 510 °С; выдержка 1 ч; охлаждение на воздухе; обработка холодом при температуре -70 °С; выдержка 2 ч; отпуск при температуре 510 °С; выдержка 1 ч; охлаждение на воздухе. После вакуумной цементации образцы подвергались шлифованию [2].

Вакуумную нитроцементацию сталей ВКС-7 и ВКС-10 осуществляли на опытной установке вакуумной цементации и нитроцементации при температуре 880 °С с выходом на температурный режим по схеме: последовательный нагрев при температуре 820 °С;

840 °С; 880 °С. В качестве рабочей среды использовали ацетилен и аммиак в равном соотношении. Суммарный расход газовой среды 12 дм³/ч, рабочее давление в камере 8,0 ГПа. Аммиак подается постоянно, ацетилен циклически. Общее время выдержки для формирования диффузионного слоя, толщиной не менее 0,7 мм составляет: для стали ВКС-7 5 ч 4×(4 мин / 26 мин) + 6×(5 мин / 25 мин); для стали ВКС-10 5,0 ч 4×(2 мин / 28 мин) + 3×(3 мин / 57 мин). После нитроцементации образцы подвергали высокому отпуску при температуре 650 °С в течение 5 ч и закалке. Закалка образцов из стали ВКС-7 осуществлялась при нагреве до 880 °С и охлаждении в масле, далее следуют обработка холодом при температуре -70 °С и отпуск при температуре 200 °С. Закалку образцов из стали ВКС-10 проводили по режиму: температура 1010 °С, охлаждение в масле; двукратный отпуск при температуре 510 °С с выдержкой 1 ч; охлаждение на воздухе; обработка холодом при температуре -70 °С; отпуск при температуре 510 °С; охлаждение на воздухе. Для предохранения от обезуглероживания нитроцементированной поверхности нагрев под закалку проводили в вакууме [5].

При подготовке к исследованию распределения микротвердости по толщине обработанного слоя изготавливали поперечный шлиф. Для травления шлифов применяли 5%-ный спиртовой раствор азотной кислоты (С₂Н₅ОН + 5,0%ННО₃). Качество полирования и травления контролировали с помощью светового микроскопа «Неофот-30» при максимальном увеличении ×(500...1000). Шлиф подвергали исследованию на микротвердомере ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76 при нагрузке 0,980 Н по всей толщине обработанного слоя.

Испытания образцов на износостойкость проводили на специальном стенде с возвратно-поступательным движением в среде пластичного смазочного материала сопрягаемых образцов, имеющих плоские поверхности трения [6]. Выбор условий испытаний обусловлен широким распространением в разнообразных областях техники пар трения, рабочие поверхности которых испытывают воздействие знакопеременных сдвиговых деформаций (при этом знакопеременность деформаций поверхностных слоев наблюдается не только при реверсивном трении, но и в тех случаях, когда

сила трения постоянна по направлению, но рабочие поверхности неравновелики), наиболее тяжелыми условиями состояния материала поверхностного слоя – повышенной концентрацией дефектов структуры, существенным увеличением свободной поверхностной энергии, интенсификацией механо-физико-химических процессов на поверхностях реверсивного трения, что характерно для тяжело нагруженных узлов трения, таких как пары цилиндро-поршневой группы двигателей, пары плунжерных и золотниковых механизмов, направляющих скольжения, зубчатых зацеплений и многих других [4, 6].

В испытании участвуют два образца. Испытываемый первый образец с меньшей поверхностью трения – образцы из сталей после химико-термической обработки. Этот образец неподвижный, и к нему прикладывается нагрузка. В качестве контробразца (второй образец с большей поверхностью трения) использовали сталь 20 в состоянии после цементации и закалки до твердости 59...60 HRC. Он совершает возвратно-поступательное движение относительно неподвижного образца со средней скоростью скольжения 0,19 м/с. Ход подвижного образца $H = 0,04$ м. Смазочным материалом служила пластичная смазка «Литол-24» (ТУ0254-116-04001396-05), предназначенная для смазывания всех типов подшипников качения и скольжения, шарниров зубчатых и иных передач, промышленных механизмов и электромашин.

Перед началом испытаний пары трения подвергали макроприработке, при которой достигается равномерное распределение следов контакта по всей рабочей поверхности образцов. Приработка осуществлялась также в смазке «Литол-24» при ступенчатом повышении нагрузки через каждые 0,5 ч работы на 49 Н до полного прилегания поверхностей трения и достижения величины нагрузки, равной 705,6 Н. Время приработки составляло не менее 7 ч.

Износ упрочненного слоя определяли по результату работы на стенде в течение 15 ч при $p = 10$ МПа (705,6 Н) и $v = 0,19$ м/с. Величины линейного износа и интенсивности изнашивания по ГОСТ 27674-88 определяли расчетом по потере массы образцов. По значениям линейных износов рассчитывали интенсивности изнашивания каждого из образцов пары и

суммарный износ для пары в целом. Для первого или второго образцов за период испытаний с числом циклов n интенсивность изнашивания определяется по формуле:

$$I_{1,2} = \Delta q_{1,2} / 2\gamma_{1,2} nHA, \quad (1)$$

где $\Delta q_1, \Delta q_2$ – потеря массы первого или второго образца за n циклов соответственно; $A = l \cdot b$ – площадь контакта пары (площадь поверхности трения образца); l – размер образца в направлении относительного перемещения; b – размер образца в направлении, перпендикулярном относительному перемещению, $\gamma_{1,2}$ – плотность материала первого или второго образца соответственно.

Суммарная интенсивность изнашивания пары оценивается по формуле:

$$I_{\Sigma} = I_1 + (l/H)I_2. \quad (2)$$

Средние значения интенсивностей изнашивания определялись по потере массы образцов после испытаний пяти идентичных пар.

Результаты испытаний и их обсуждение

В процессах ионно-плазменного азотирования, вакуумной цементации и вакуумной нитроцементации реализована концепция двухэтапной технологии упрочнения: создание термически стабильного ультрамелкодисперсного состояния материала детали на первом этапе и использование такого состояния для многократно ускоренного и качественного насыщения поверхностного слоя азотом и/или углеродом на втором этапе. Для создания ультрамелкодисперсного состояния в образцах исследуемых сталей использован метод интенсивной пластической деформации (ИПД). В основе метода лежит измельчение микроструктуры за счет больших сдвиговых деформаций. ИПД выполнена методом теплой осадки в штампе со степенью деформации 80 % при температуре 700 °С. Формирование ультрамелкозернистой структуры приводит к высокопрочному состоянию при высоком запасе пластичности и вязкости, что крайне необходимо в обеспечении эксплуатационной надежности деталей машин. Использование уникальных свойств ультрамелкозернистых структур

открывает перспективы создания инновационных технологий производства деталей, обладающих высокой усталостной прочностью и износостойкостью.

Температура при осадке 700 °С занимает особое положение. Она весьма близка к температуре рекристаллизации (которая для стали ВКС-7 составляет 650 °С, для стали ВКС-10 – 680 °С) и к температуре критической точки A_{c1} (730 °С для стали ВКС-7 и 720 °С для стали ВКС-10). Такие температурные условия и высокие скорости деформирования при осадке стимулируют преимущественное развитие динамической полигонизации и начальных стадий динамической рекристаллизации – процессов, ответственных за интенсивное измельчение зерна и образование фрагментированной структуры [1, 2, 5].

Снимки структуры стали до азотирования приведены на рис. 1 и рис. 2. Металлографические исследования (см. рис. 1) указывают на сильное (до 16 раз) измельчение исходной крупнозернистой структуры; размер зерна составляет 0,8...0,9 мкм, что соответствует ультрамелкодисперсному состоянию. Кристаллы феррита, сохранявшие кристаллографическую ориентировку бывших реек мартенсита, дробятся на мелкие фрагменты, приобретая форму новых достаточно равноосных зерен. Кроме того, результаты электронно-микроскопических исследований на просвет тонких фольг (см. рис. 2) свидетельствуют об образовании в ферритных зернах развитой дислокационной субструктуры, состоящей из наноразмерных ячеек, разделенных дислокационными сетками в виде сплетенных дислокационных линий и расположенных внутри ячеек субзерен (полигонов, блоков) с малоугловыми границами. Элементы субструктуры – ячейки и субзерна характерны для тонкой структуры обеих деформированных сталей.

Микроструктура стали ВКС-7 после азотирования при температуре 500°С представлена на рис. 3. Отличаются снимки тем, что первый образец подвергался азотированию после предварительной термической обработки, а второй – после комплексной, состоящей из термической и деформационной обработок. Существенное отличие составляет слой, непосредственно прилегающий к свободной поверхности образца после деформационной

обработки, представляющий собой наноструктурный слой нитридов железа (ϵ -Fe₂₋₃N) [7].

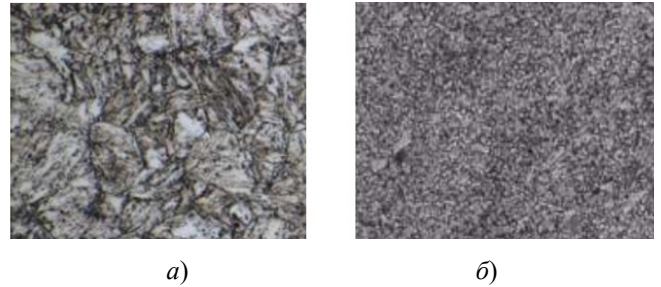


Рис. 1. Микроструктура стали ВКС-7:

a – после предварительной термической обработки; *b* – после объемной пластической деформации, $\times 1000$

Fig. 1. Microstructure of HSM-7 steel:

a – after preliminary thermal treatment; *b* – after volumetric plastic deformation, $\times 1000$

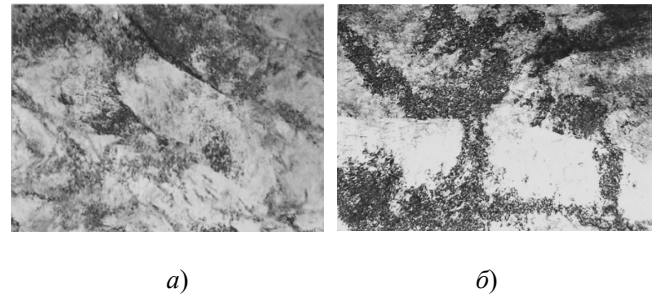


Рис. 2. Субструктура сталей после высокой степени объемной пластической деформации:

a – ВКС-7, $\times 20\ 000$; *b* – ВКС-10, $\times 37\ 000$

Fig. 2. Substructure of steels after a high degree of volumetric plastic deformation:

a – HSM-7, $\times 20\ 000$; *b* – HSM-10, $\times 37\ 000$

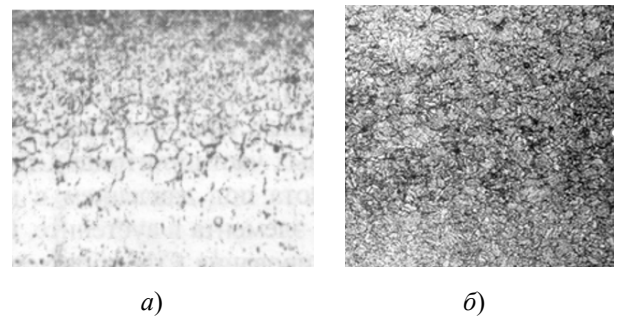


Рис. 3. Микроструктура азотированной стали без предварительной пластической деформации (*a*) и с предварительной деформацией (*b*), $\times 400$

Fig. 3. Microstructure of nitrided steel without preliminary plastic deformation (*a*) and with preliminary deformation (*b*), $\times 400$

Формирование наноструктурного нитридного слоя при ионно-плазменном азотировании проводится путем изменения азотного потенциала газовой среды по ходу процесса, что приводит к многократной фазовой перекристаллизации азотированного слоя. Механизм перекристаллизации вызывает образование зародышей кристаллов новой фазы внутри имеющейся (исходной) фазы. В условиях циклического изменения значения азотного потенциала и многократной фазовой перекристаллизации на поверхности детали формируется наноструктурный нитридный слой с размером кристаллов от 20 до 50 нм. Важно, что нанокристаллический слой формируется непосредственно на поверхности упрочняемой детали по ходу процесса азотирования. В этом проявляется заметное преимущество фазовой перекристаллизации в качестве способа интенсивного измельчения зерна и повышение эксплуатационных свойств [1, 8, 9].

Особенности способа обработки перед азотированием сталей существенно влияют на достигаемый уровень микротвердости в поверхностных слоях. Например, для ВКС-7 максимальная твердость после традиционного газового азотирования достигает величины 820 HV, а после ионно-плазменного с предварительным деформационным и тепловым воздействием – 950 HV, для стали ВКС-10 твердость достигает величины 1050 HV.

Процесс вакуумной цементации также наследует ультрамелкодисперсное состояние поверхностного слоя, полученного при тепловой осадке, которое создает благоприятные условия для проведения процесса цементации. Вследствие развитой субструктуры, высокой плотности дислокаций существенно сокращается продолжительность диффузионного насыщения из-за ускорения процессов диффузии углерода, образуются высокодисперсные частицы карбидов, увеличивается эффект дисперсионного упрочнения поверхностного слоя, формируются остаточные напряжения сжатия и высокий уровень твердости поверхности при равномерном ее снижении по толщине слоя [2].

Несмотря на определенное сходство между указанными двумя способами химико-термической обработки, имеются и важные различия как в технологии, так и достигаемых характеристиках свойств обрабатываемых материалов. На рис. 4 и 5 приведены результаты измерения микротвердости соответственно по толщине азотированного и цементованного слоев. Для азотирования характерна меньшая (0,3...0,5 мм) эффективная толщина слоя. Для цементации эффективная толщина слоя значительно больше (до 2,0 мм). В тоже время азотированный слой обеспечивает более высокую твердость в слоях, непосредственно прилегающих к поверхности; в более глубоких слоях твердость цементованного слоя выше.

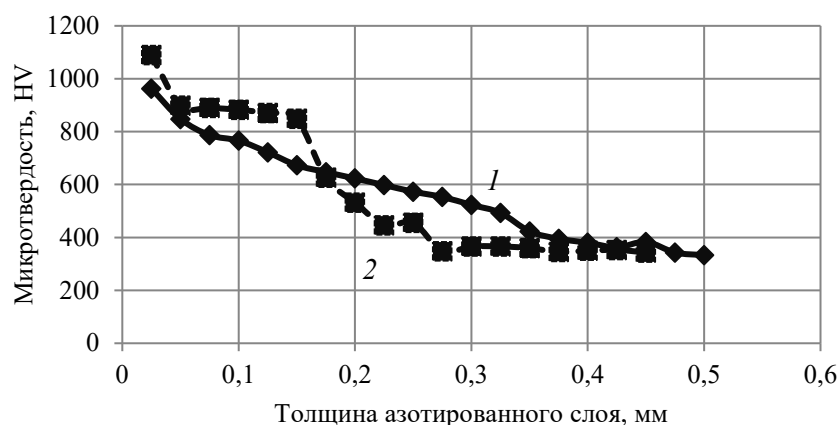


Рис. 4. Распределение микротвердости HV по толщине азотированного слоя:
1 – сталь ВКС-7; 2 – сталь ВКС-10

Fig. 4. Distribution of microhardness HV over the thickness of the nitrided layer:
1 – HSM-7 steel; 2 – HSM-10 steel

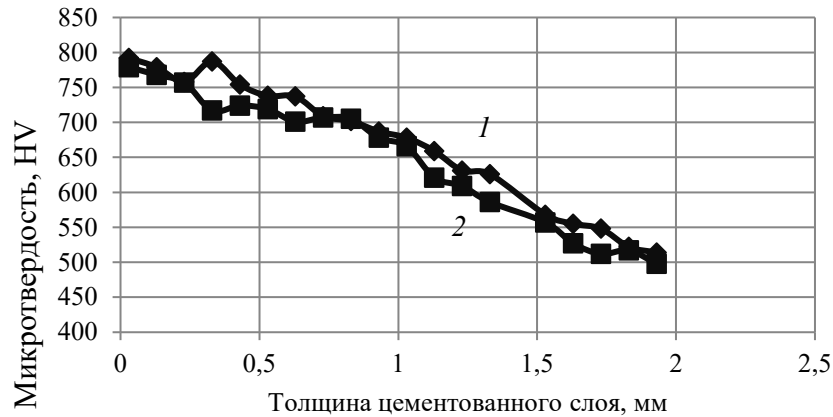


Рис. 5. Распределение микротвердости HV по толщине цементованного слоя:
1 – сталь ВКС-7; 2 – сталь ВКС-10

Fig. 5. Distribution of microhardness NV over the thickness of the carbonised layer:
1 – HSM-7 steel; 2 – HSM-10 steel

Для исследованных марок сталей значения микротвердости также несколько отличаются, что видно из рис. 4 и рис. 5. Так при азотировании наибольшая микротвердость соответствует стали ВКС-10, но при этом для стали ВКС-10 убывание микротвердости по толщине слоя происходит быстрее (см. рис. 4, кривая 2), чем для стали ВКС-7 (см. рис. 4, кривая 1).

Микротвердость цементованных слоев двух исследованных сталей мало отличаются (см. рис. 5); наблюдается лишь тенденция формирования более низких значений твердости для стали ВКС-10 (на 1,0...4,0 %, что соответствует точности определения величин микротвердости).

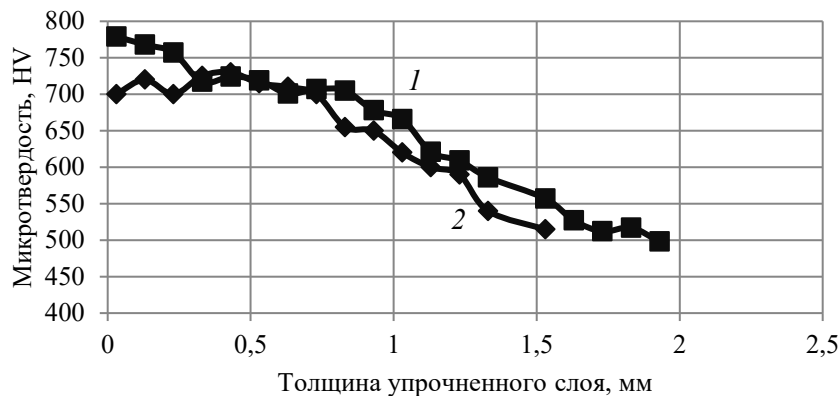


Рис. 6. Распределение микротвердости HV по толщине упрочненного слоя стали ВКС-10:
1 – вакуумная цементация; 2 – вакуумная нитроцементация

Fig. 6. Distribution of HV microhardness over the thickness of the hardened steel layer HSM-10:
1 – low-pressure carburizing; 2 – low-pressure carbonitriding

В условиях вакуумной нитроцементации сталей ВКС-7 и ВКС-10, обладающих ультрамелкодисперсной структурой, сформированной за счет интенсивной пластической деформации и динамической полигонизации,

также создаются благоприятные условия для поверхностного легирования. Также, как и в условиях вакуумной цементации, вследствие развитой субструктуры, высокой плотности дислокаций существенно сокращается

продолжительность диффузионного насыщения из-за ускорения процессов диффузии элементов, образуются высокодисперсные частицы упрочняющей фазы, увеличивается эффект дисперсионного упрочнения поверхностного слоя, формируются остаточные напряжения сжатия и высокий уровень твердости поверхности при равномерном ее снижении по толщине слоя. При этом параллельно с процессами диффузии углерода происходит формирование наноструктурного нитридного слоя ($F_{2-3}N$ – фаза).

Результаты измерения микротвердости по толщине цементованного (кривая 1) и нитроцементованного (кривая 2) слоев стали ВКС-10 приведены на рис. 6. Для вакуумной цементации эффективная толщина обработанного слоя несколько больше (до 2,0 мм), чем для нитроцементации (до 1,5 мм), причем микротвердость цементованного слоя, непосредственно прилегающего к поверхности, выше, чем микротвердость нитроцементованного слоя. В слоях на расстоянии до 0,25 мм от поверхности микротвердость цементованных

деталей составляет ~ 760 HV, а нитроцементованных ~ 700 HV. В слоях до 0,75 мм значения микротвердости образцов практически одинаковы, в более глубоких слоях нитроцементация создает несколько меньшую твердость диффузионного слоя, чем цементация.

Таким образом, исследуемые теплоустойкие стали после комплексной обработки, включающей предварительную термическую обработку, пластическую деформацию методом теплой осадки и ионно-плазменное азотирование, вакуумную цементацию или вакуумную нитроцементацию отвечают требованиям повышенной твердости поверхностного слоя (см. рис. 4, рис. 5, рис. 6), что существенно для увеличения эксплуатационных характеристик нагруженных сопряжений.

Результаты оценки интенсивности изнашивания образцов из сталей ВКС-7 и ВКС-10, прошедших ионно-плазменное азотирование, вакуумную цементацию и вакуумную нитроцементацию после предварительной пластической деформации, приведены в табл. 2 и на рис. 7, рис. 8.

2. Интенсивность изнашивания сталей I_1 и суммарная интенсивность изнашивания материалов I_Σ пары трения (Литол-24, $p = 10$ МПа)

2. The wear intensity of steels I_1 and the total wear intensity of materials I_Σ of the friction pair (Lithol-24, $p = 10$ MPa)

Марка стали образца	Вид упрочнения	Марка стали контрообразца	$I_1 \cdot 10^{10}$	$I_\Sigma \cdot 10^{10}$
ВКС-7	Ионно-плазменное азотирование	Сталь 20, цементация, закалка	0,36	0,49
ВКС-10			0,27	0,31
ВКС-7	Вакуумная цементация		0,48	0,61
ВКС-10			0,89	1,02
ВКС-7	Вакуумная нитроцементация		0,17	0,28
ВКС-10			0,24	0,31

Интенсивности изнашивания поверхностных азотированных слоев сталей ВКС-7 и ВКС-10 не превышают величины $0,5 \cdot 10^{-10}$, что является показателем их высокой износостойкости, что видно из данных табл. 2 и рис. 7. Средние интенсивности изнашивания стали ВКС-10 в 1,4 раза меньше, чем стали ВКС-7. Сопряженные контрообразцы в паре со сталью ВКС-10 изнашиваются в 2,4 раза меньше, чем

при работе со сталью ВКС-7. Следует особенно подчеркнуть, что исследуемые азотированные поверхностные слои не склонны к задирам при испытаниях, которые характеризуются тяжелыми условиями: пара трения испытывала возвратно-поступательное (реверсивное) движение, а сами испытания были достаточно длительными. Особенностью трения цементованных образцов является появление очагов схватывания на некоторых участках пути трения.

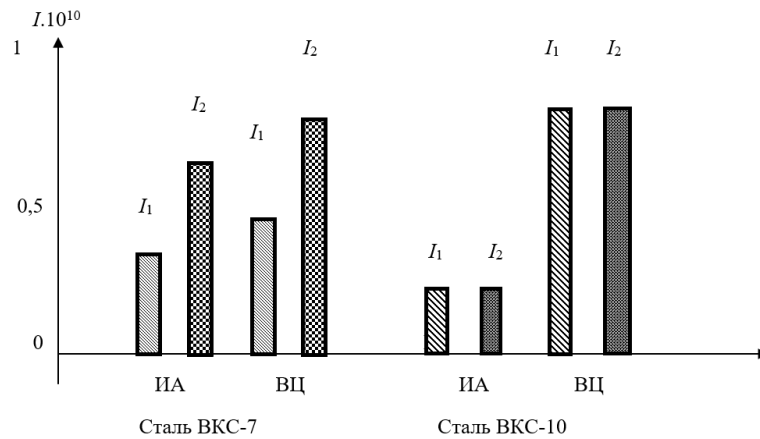


Рис. 7. Интенсивности изнашивания сталей ВКС-7 и ВКС-10 (I_1), прошедших ионно-плазменное азотирование (ИА) и вакуумную цементацию (ВЦ), и сопряженной детали из цементованной стали 20 (I_2)

Fig. 7. The wear intensity of steels HSM-7 and HSM-10 (I_1), which underwent ion plasma nitriding (I_A) and low-pressure carburizing (LPC), and the mated part made of converted steel 20 (I_2)

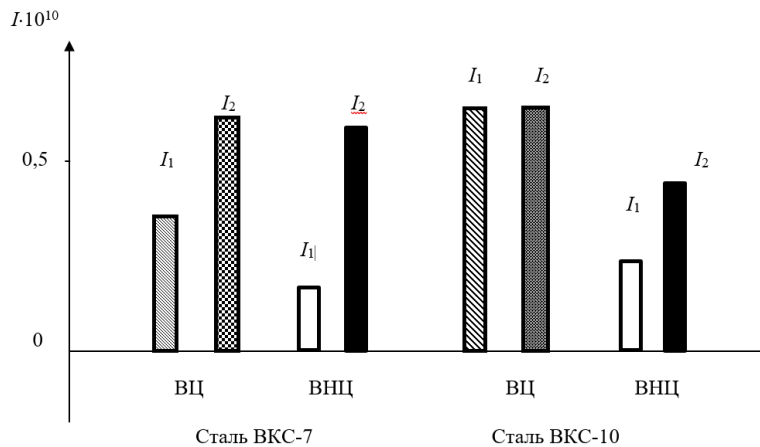


Рис. 8. Интенсивности изнашивания (I_1) сталей ВКС-7 и ВКС-10, прошедших вакуумную цементацию (ВЦ) и вакуумную нитроцементацию (ВНЦ), и сопряженной детали (I_2) из цементованной стали 20

Fig. 8. The wear intensity (I_1) of HSM-7 and HSM-10 steels subjected to low-pressure carburizing (LPC) and low-pressure carbonitriding (LPCN), and the mated part (I_2) made of converted steel 20

Средние значения интенсивности изнашивания поверхностных нитроцементованных слоев сталей ВКС-7 и ВКС-10 (табл. 2) не превышают величины $0,3 \cdot 10^{-10}$, практически одинаковы для обеих марок сталей и в 3,0 – 4,0 раза меньше, чем интенсивности изнашивания после вакуумной цементации. Сопряженные контробразцы в паре со сталью ВКС-10 после ВНЦ (рис. 8) изнашиваются в 1,6 раза меньше, чем в паре со сталью ВКС-7 и в 1,9 раза меньше, чем с цементованными сталями. Как показывают кинетика изнашивания и состояние поверхности после окончания испытаний на стенде, характеризуемом тяжелыми условиями длительного реверсивного

трения, исследуемые поверхностные слои после вакуумной нитроцементации не склонны к задирам, также, как и азотированные стали.

Анализ изменения интенсивностей изнашивания и состояния поверхности в зависимости от вида обработки дает основание заключить, что при вакуумной нитроцементации сталей ВКС-7 и ВКС-10 имеют место те же закономерности структурного состояния поверхностного слоя, что и при ионно-плазменном азотировании (на поверхности модифицированного слоя формируется нанокристаллический слой соединений $\epsilon\text{-Fe}_2\text{-}_3\text{N}$). Данные о механизме влияния наноструктурного состояния поверхностного азотированного слоя [8, 9]

могут быть с уверенностью распространены на стали, прошедшие ВНЦ. Особенностью нанокристаллического состояния, в котором находится ϵ -Fe₂3N, является существенное увеличение свободной поверхности. Объем зерна нанокристалла соизмерим с объемом границ зерен. Энергия границ зерен возрастает, что приводит к появлению напряжений сжатия в нанокристаллических частицах, а это, в свою очередь, может быть также одной из причин существенного возрастания износостойкости нанокристаллического поверхностного слоя нитроцементованной стали.

Кроме того, результаты изнашивания сталей после ВЦ и ВНЦ подтверждают данные,

полученные ранее [4, 9, 10] о том, что износостойкость материалов не всегда тем выше, чем больше их твердость. Сравнивая результаты испытаний на износостойкость ($\epsilon = 1/I_1$) стали ВКС-10, прошедшей упрочнение ВЦ и ВНЦ (табл. 3), можно видеть, что после ВНЦ износостойкость стали выше, чем после ВЦ, в то время, как твердость поверхностного слоя выше для стали после ВЦ.

Следовательно, твердость, как характеристика механических свойств конструкционного материала, не всегда может служить однозначным критерием износостойкости металлических материалов при трении скольжения в среде смазочного материала [4].

3. Микротвердость HV и износостойкость ϵ стали ВКС-10

3. Microhardness HV and wear resistance ϵ of HSM-10 steel

Микротвердость слоя 0,3 мм HV		Износостойкость $\epsilon \cdot 10^{-10}$		Средние значения микротвердости по толщине HV	
ВЦ	ВНЦ	ВЦ	ВНЦ	ВЦ	ВНЦ
760	700	1,1	4,2	650	650

Следует в итоге подчеркнуть, что применение двухэтапной технологии химико-термической обработки теплостойких сталей ВКС-7 и ВКС-10 решает задачи совершенствования процесса обработки и повышения эксплуатационных свойств и, прежде всего износостойкости сталей в условиях тяжелонагруженного контакта. Однако сложная проблема задиристости и локального формирования повреждений поверхностей изделий из сталей при контактном взаимодействии на данном этапе исследований остается открытой.

Известно, что процессы, которые происходят при контактном взаимодействии поверхностей твердых тел под нагрузкой в условиях их относительного перемещения, в машиностроении объединяют общим понятием контактная деформация, трение и износ. Явления, сопровождающие эксплуатацию зубчатых передач, подшипников качения, кулачковых механизмов, характеризуются общими условиями контактного взаимодействия, поэтому их несущая способность, во многом связанная с противозадирной стойкостью, определяется общей совокупностью факторов, которые позволяют воздействовать на их работоспособность. Проблема противозадирной стойкости при

эксплуатации машин входит в число наиболее актуальных. Связано это с последствиями схватывания, т. к. процесс формирования повреждаемости от отдельных микросхватываний в дискретном контакте переходит в заедание с образованием рисок, борозд, выровов, переноса металлов вплоть до катастрофического разрушения и заклинивания.

Среди достоинств азотирования особое место имеет обеспечение более высокой противозадирной стойкости поверхностного слоя стали. Практика эксплуатации зубчатых передач показала, что схватывание зубчатых пар при допустимых условиях работы почти не наблюдается, если они подвергались азотированию; схватывание присуще поверхностям, прошедшим процесс цементации. Природа этих явлений окончательно не установлена. Можно только говорить, что многочисленные экспериментальные исследования и опыт практического применения азотирования и цементации дает основание полагать, что в основе различия противозадирной стойкости стали, подвергнутой этим видам химико-термической обработки, лежит компромисс двух моделей трения – скольжения путем сдвига и скольжения путем схватывания. Превалирование того

или иного механизма определяет уровень противозадирной стойкости материала поверхностного слоя и соответственно ресурс изделий.

На основании проведенных исследований сталей различных структурных классов [4] и специальных экспериментов, имитирующих условия тяжело нагруженного контакта, в [11] высказана гипотеза причины схватывания цементованных пар и снижение вероятности схватывания при трении азотированных сопряжений при допустимых условиях работы.

С позиций термодинамики проанализированы реакции диссоциации нитридов и карбидов железа и влияние температуры на этот процесс.

При азотировании образуются нитриды железа согласно реакции $2\text{Fe} + \text{N}_2 = \text{Fe}_2\text{N}$ и $4\text{Fe} + 2\text{N}_2 = \text{Fe}_4\text{N}$; при цементации образуются карбиды: $3\text{Fe} + \text{C} = \text{Fe}_3\text{C}$. Процессы диссоциации могут проходить с образованием следующих веществ: $2\text{Fe}_2\text{N} \rightarrow 4\text{Fe} + \text{N}_2$ (газ), $2\text{Fe}_4\text{N} \rightarrow 8\text{Fe} + \text{N}_2$ (газ), $\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow 3\text{Fe} + \text{C}$ (твердое).

Согласно [12], изменение свободной энергии Гиббса ΔG_T в результате образования Fe_2N составляет 2500 кал/моль при температуре 298 К, 5830 кал/моль при 600 К, 8000 кал/моль при 800 К и 10600 кал/моль при 1000 К; изменение свободной энергии Гиббса ΔG_T в результате образования Fe_4N соответственно составляет 900 кал/моль при 298 К, 4150 кал/моль при 600 К, 6700 кал/моль при 800 К и 9500 кал/моль при 1000 К. Положительная величина ΔG_T означает термодинамическую нестабильность соединений, которая растет с повышением температуры; при этом нитрид Fe_4N более

нестабилен, чем Fe_2N . Следовательно, можно ожидать их диссоциацию в зоне тяжело нагруженного контакта, когда развиваются достаточно высокие температуры (особенно в пятнах фактического контакта) с выделением газообразного азота.

Изменение свободной энергии диссоциации оценивается по соотношению: $\Delta G_T = -RT \ln K$, где K – константа равновесия реакции диссоциации; T – абсолютная температура; R – универсальная газовая постоянная. Величина K для температур ~ 3000 °С (что соответствует жестким условиям работы зубчатых передач) для нитрида Fe_2N составляет 4,95, для Fe_4N – $K = 3,5$. При этом чем выше величина константы равновесия, тем выше склонность соединения к распаду.

Основные термодинамические характеристики диссоциации нитридов и карбида железа приведены в табл. 4.

Из приведенных данных следует, что для диссоциации всех соединений железа (Fe_2N ; Fe_4N ; Fe_3C) изменение свободной энергии Гиббса имеет отрицательные значения, т.е. процесс диссоциации нитридов и карбидов железа при повышенной температуре протекает самопроизвольно. При этом в результате диссоциации нитридов дополнительное выделение теплоты реакции растет с повышением контактной температуры, усиливая процесс диссоциации. При диссоциации карбидов железа склонность к распаду на железо и твердый углерод, наоборот, несколько снижается, т. к. с ростом температуры тепловой эффект реакции уменьшается.

4. Характеристики диссоциации соединений

4. Compounds dissociation characteristics

Соединение	Характеристика	Температура, К			
		298	600	800	1000
Fe_2N	Изменение свободной энергии ΔG_T , кал/моль	- 2500	- 5860	- 8000	- 10600
	Тепловой эффект ΔQ , кал/моль	900	740	1040	1600
Fe_4N	ΔG_T	- 900	- 4150	- 6700	- 9500
	ΔQ	2550	2400	3580	5070
Fe_3C	ΔG_T	-4800	-3100	-1850	-750
	ΔQ	5780	7050	6750	5100

В итоге реакций диссоциации нитридов железа в зоне контактного взаимодействия образуется прослойка молекул газа N_2 , давление и объем которой связаны выражением $P_{аз}V = nRT$, где $P_{аз}$ – давление газа; V – его объем; n – число молей газа), а при диссоциации карбида железа на трущейся поверхности образуются углеродные атомы с ненасыщенными атомными связями и высокой поверхностной энергией. Используя несложные термодинамические соотношения, можно получить примерные значения давления азота в зоне контакта, которое зависит от его количества в результате диссоциации и расстояния между телами h в период жизни контакта. При $h = 100$ нм $P_{аз} = 100$ атм, при $h = 10$ нм $P_{аз} = 1000$ атм. Учитывая, что поверхность имеет шероховатость, возможен широкий диапазон колебаний достаточно высокого уровня давления.

Таким образом, при трении азотированных материалов в условиях тяжелонагруженного контакта под действием контактной деформации и повышенной температуры может происходить диссоциация нитридов железа с образованием на поверхности газовой прослойки, которая в условиях взаимодействия микронеровностей выполняет роль клина, препятствуя сближению поверхностей и предотвращая схватывание. При трении цементованных сталей также может происходить диссоциация карбидов железа, но с образованием твердого углерода с ненасыщенными атомными связями и избыточной поверхностной энергией, компенсация которой возможна только за счет установления мостиков сильных межатомных связей между цементованным телом и сопряженным контртелом, что приводит к схватыванию. Описанные процессы наряду с повышенной износостойкостью нитридов и их сопротивляемостью циклическим нагрузкам являются составляющими в механизме формирования более высокой противозадирной стойкости азотированных сталей по сравнению с цементованными.

Представленные материалы о роли химико-термической обработки в формировании свойств поверхностных слоев не содержат исчерпывающего описания многочисленных процессов, протекающих в трибосопряжениях и связанных с их влиянием на задиростойкость металлических материалов. Отмечены лишь

важные внутренние процессы, которые устанавливаются в сложной, иерархически многоуровневой системе – в зоне контактной деформации при трении, которые частично указывают возможные пути решения проблемы задиростойкости

Заключение

Проведенное исследование позволяет сформулировать следующие итоговые положения.

Стали марок ВКС-7 и ВКС-10, прошедшие ионно-плазменное азотирование с предварительной интенсивной пластической деформацией методом теплой осадки, при испытаниях в условиях реверсивного трения при $p = 10$ МПа в среде пластичного смазочного материала обладают высокой износостойкостью (интенсивность изнашивания $I \leq 10^{-10}$). Пары трения со сталью ВКС-10 имеют более высокую работоспособность; средняя суммарная интенсивность изнашивания составляет $\sim 0,3 \cdot 10^{-10}$, что в 1,6 раза меньше, чем для пар со сталью ВКС-7.

После вакуумной цементации лучшие результаты получены для пар трения со сталью ВКС-7; средняя суммарная интенсивность изнашивания составляет $\sim 0,6 \cdot 10^{-10}$, что в 1,7 раза меньше, чем для пар со сталью ВКС-10.

После вакуумной нитроцементации для обеих исследованных марок сталей средние суммарные значения интенсивности изнашивания образцов пары трения практически одинаковые и составляют $\sim 0,3 \cdot 10^{-10}$, что в 2,0...3,0 раза меньше, чем после вакуумной цементации.

Изменения интенсивностей изнашивания и металловедческий анализ поверхностей, формирующихся при разных видах обработки, дают основание заключить, что при ионно-плазменном азотировании и вакуумной нитроцементации сталей ВКС-7 и ВКС-10 имеют место общие закономерности формирования структурного состояния поверхностного слоя. На поверхности стали формируется износостойкий наноструктурный поверхностный слой, что проявляется в понижении уровня поверхностного разрушения при трении (возрастает износостойкость модифицированного поверхностного слоя).

На основе анализа возможности реакций диссоциации нитридов и карбидов железа в зонах контакта тяжело нагруженных сопряжений высказана термодинамическая гипотеза причин различия характеристик противозадирной стойкости азотированных и цементованных поверхностей. Температуры в зоне контакта стимулируют реакции диссоциации Fe_2N , Fe_4N , Fe_3C с образованием газообразного азота для азотированных сталей и атомов углерода с ненасыщенными связями и повышенной поверхностной энергией. В парах с азотированной сталью газовая среда действует в качестве клина, разделяющего пятна контакта, препятствуя тем самым схватыванию; с цементованной поверхностью – атомы углерода, склонные к формированию мостиков сильных межатомных связей, способствуют схватыванию.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Лаптева В.Г., Фахуртдинов Р.С., Алексеева М.С., Данилов В.Д., Смирнов А.Е., Громов В.И. Повышение характеристик механических свойств теплоустойчивых сталей методом активизации процесса азотирования // Проблемы машиностроения и надежности машин, 2014. № 2. С. 90–96.
2. Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Лаптева В.Г., Фахуртдинов Р.С., Данилов В.Д., Щербаков Ю.И., Алексеева М.С., Смирнов А.Е., Громов В.И. Механические свойства теплоустойчивых сталей после активизации процесса цементации // Проблемы машиностроения и надежности машин, 2014. № 4. С. 113–119.
3. Петрова Л.Г. Научно-технические технологии в материаловедении: высокотемпературное сквозное азотирование жаростойкой стали // Научно-технические технологии в машиностроении, 2023. № 9 (147). С. 3–15.
4. Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Лаптева В.Г. Структура и износостойкость азотированных сталей и сплавов. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2012, 518 с.
5. Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Лаптева В.Г., Фахуртдинов Р.С., Смирнов А.Е., Громов В.И., Ступников В.В. Исследование износостойкости сталей ВКС-7 и ВКС-10 после

вакуумной цементации и вакуумной нитроцементации // Наука и образование, 2013. № 5. С. 345–356.

6. Куксенова Л.И., Лаптева В.Г., Колмаков А.Г., Рыбакова Л.М. Методы испытаний на трение и износ. М.: Интермет инжиниринг, 2001, 152с.

7. Kyksenova L.I., Lapteva W.G., Berezina E.W., Gerasimov S.A., Senatorski J. Tribological properties of toughened and nitrided 38H2MJA steel // Surface Engineering, 2004. № 4. P. 45–50.

8. Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Крапошин В.С., Лисоцкий И.В., Березина Е.В., Лаптева В.Г. Влияние нанокристаллической фазы нитридов железа на износостойкость азотированной стали 38X2MЮА // Материалы Всероссийской научно-технической конференции «Машиностроительные технологии», Москва. 2010. ИМАШ РАН. С. 216–218.

9. Березина Е.В. Разработка технологии формирования наноструктурированного азотированного слоя конструкционных сталей для повышения их износостойкости. Автореферат диссертации на соискание уч. степени к.т.н. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. 16 с.

10. Куксенова Л.И., Лаптева В.Г., Мичугина М.С., Березина Е.В. Структура поверхностных слоев сталей и износостойкость после разных условий азотирования // Сб. Методы упрочнения поверхностей деталей машин. М.: Красанд, 2008. С. 303–341.

11. Куксенова Л.И., Симонов В.Н., Алексеева М.С., Пахомова С.А., Козлов Д.А. Исследование трения, износа и противозадирной стойкости тяжело нагруженных азотированных сопряжений // Трение и износ, 2021. Т. 42. № 3. С. 319–328.

12. Жуховицкий А.А., Шварцман Л.А. Физическая химия. М.: Металлургия. 1987. 704 с.

REFERENCES

1. Gerasimov S.A., Kuksenova L.I., Lapteva V.G., Fakhurtdinov R.S., Alekseeva M.S., Danilov V.D., Smirnov A.E., Gromov V.I. Improvement of mechanical properties of heat-resistant steels by activation of the nitriding process // Problems of machine building and machine reliability, 2014, no. 2, pp. 90–96.

2. Gerasimov S.A., Kuksenova L.I., Lapteva V.G., Fakhurtdinov R.S., Danilov V.D., Shcherbakov Yu.I., Alekseeva M.S., Smirnov A.E., Gromov V.I. Mechanical properties of hot-working steels after activization of cementation process // Problems of machine building and machine reliability, 2014, no. 4, pp. 113–119.

3. Petrova L.G. High-techs in materials science: through-the-thickness austenitic nitriding of heat-resistant steel // Science intensive technologies in mechanical engineering, 2023, no. 9 (147), pp. 3–15.

4. Gerasimov S.A., Kuksenova L.I., Lapteva V.G. Structure and wear resistance of nitrided steels and alloys. Moscow: Bauman Moscow State Technical University, 2012, 518 p.

5. Gerasimov S.A., Kuksenova L.I., Lapteva V.G., Fakhurtdinov R.S., Smirnov A.E., Gromov V.I., Stupnikov V.V. Study of wear resistance of HSM-7 and HSM-10 steels after low-pressure carburizing and low-pressure carbonitriding // Nauka i obrazovanie (Science and Education), 2013, no. 5., pp. 345–356.

6. Kuksenova L.I., Lapteva V.G., Kolmakov A.G., Rybakova L.M. Methods of tests for friction and wear. Moscow: Intermet engineering, 2001, 152p.

7. Kyksenova L.I., Lapteva W.G., Berezina E.W., Gerasimov S.A., Senatorski J. Tribological properties of toughened and nitrided 38H2MJA steel // Surface Engineering, 2004, No. 4. P. 45–50.

8. Gerasimov S.A., Kuksenova L.I., Kraposhin V.S., Lisotsky I.V., Berezina E.V., Lapteva V.G. The influence of the nanocrystalline phase of iron nitrides on the wear resistance of nitrided steel 38X2MYA // Proceedings of the All-Russian Scientific and Technical conference «Machine-building technologies», Moscow, 2010, IMASH RAS, pp. 216–218.

9. Berezina E.V. Development of technology for the formation of a nanostructured nitrided layer of structural steels to increase their wear resistance. Extended abstract of candidate's thesis: Bauman Moscow State Technical University, 2007, 16 p.

10. Kuksenova L.I., Lapteva V.G., Michugina M.S., Berezina E.V. Structure of surface layers of steels and wear resistance after different conditions of nitriding // Collection of Methods of hardening surfaces of machine parts. Moscow: Krasand, 2008, pp. 303–341.

11. Kuksenova L.I., Simonov V.N., Alekseeva M.S., Pakhomova S.A., Kozlov D.A. Investigation of friction, wear and extreme pressure resistance of heavily loaded nitrided compounds // Friction and wear, 2021, vol. 42, no. 3, pp. 319–328.

12. Zhukhovitsky A.A., Shvartsman L.A. Physical chemistry. Moscow: Metallurgiya, 1987, 704 p.

Вклад авторов: все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Contribution of the authors: the authors contributed equally to this article. The authors declare no conflicts of interests.

Статья поступила в редакцию 26.02.2024; одобрена после рецензирования 11.03.2024; принята к публикации 20.03.2024.

The article was submitted 26.02.2024; approved after reviewing 11.03.2024; assepted for publication 20.03.2024.