

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ТРИБОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБРАБОТАННЫХ ИОНАМИ АЗОТА ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ, НАПЫЛЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВЫСОКОЭНТАЛЬПИЙНОГО ГАЗА

¹Е.В. Астрашаб, ¹М.А. Белоцерковский, ¹В.А. Шапарь, ¹Д.И. Трусов

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси
г. Минск, Республика Беларусь

Исследованы структурно-фазовое состояние и трибомеханические свойства газотермических покрытий из высоколегированных сталей, напыленных с использованием высокоэнтальпийного газа МАФ, а также покрытий после ионно-плазменного азотирования. Установлено, что ионно-плазменное азотирование газотермических покрытий позволяет повысить их микротвердость в 2–3 раза и износостойкость при трении в смазочном материале И-20 в 4,4–7,5 раз.

Ключевые слова: газотермическое покрытие, высоколегированные стали, ионно-плазменное азотирование, микротвердость, износостойкость

STRUCTURAL-PHASE COMPOSITION AND TRIBOMECHANICAL PROPERTIES OF THE PROCESSED IONS TO NITROGEN GAS-THERMAL COATINGS OF HIGH-ALLOY STEELS, SPRAYED USING A HIGH-ENTHALPY GAS

¹E.V. Astrashab, ¹M.A. Belotserkovsky, ¹V.A. Shapar, ¹D.I. Trusov

¹The Joint Institute of Mechanical Engineering National Academy of Sciences of Belarus
Minsk, Republic of Belarus

The structural-phase state and tribomechanical properties of gas-thermal coatings of high-alloy steels sprayed with high-enthalpy MAF gas, as well as coatings after ion-plasma nitriding were investigated. It was found that the ion-plasma nitriding of gas-thermal coatings can improve their microhardness 2–3 times and wear resistance in friction in the lubricant I-20 4.4–7.5 times.

Keywords: gas-thermal coating, high-alloy steel, ion-plasma nitriding, microhardness, wear resistance

Поверхностные слои деталей узлов трения оказывают решающее влияние на эксплуатационные свойства трибосопряжения. Одним из эффективных методов формирования покрытий на поверхности деталей с необходимым комплексом физико-механических свойств является метод газотермического напыления (ГТН). Он основан на использовании продуктов сгорания горючих газов для распыления расплавленных частиц из проволочных токопроводящих материалов. Одной из наиболее эффективных разновидностей ГТН является технология высокоскоростной металлизации (ВМ) [1]. Нагретые до температуры 2000–3000 К продукты сгорания, истекая через сопло Лавала, приобретают скорость 900–1100 м/с. При этом частицы распыляемого материала разогнаются до скоростей порядка 500 м/с, что позволяет, по сравнению с обычной элетрометаллизацией, формировать более плотные покрытия, обладающие повышенной прочностью сцепления с подложкой, а также уменьшить степень их окисления.

Традиционно для распыления расплавленных частиц при ВМ используют пропан или ацетилен. Известно, что среди алканов пропан (C_3H_8) является достаточно подходящим горючим газом для процесса высокоскоростной металлизации [2–3]. Однако существуют более высокоэнтальпийные газы, с высокими параметрами горения по сравнению с пропаном, например, метилацетилен-алленовая фракция (МАФ), использование которой может способствовать улучшению служебных свойств газотермических покрытий. Учитывая, что газотермические покрытия из проволочных материалов, полученные методом ВМ, по ряду параметров все же уступают монолитным сталям [1, 4, 5], представляется целесообразным проводить их дополнительную обработку с целью улучшения эксплуатационных характеристик. Одним из эффективных методов поверхностной обработки материалов и покрытий, позволяющим существенно повысить трибомеханические свойства, является ионно-плазменное азотирование (ИПА). Структурно-фазовое состояние и трибомеханические свойства газотермических покрытий из высоколегированных сталей, напыленных с использованием высокоэнтальпийного газа МАФ и подвергнутых ИПА, в настоящее время не изучены. Таким образом, целью данной работы являлось исследование структурно-фазового состояния и трибомеханических свойств обработанных ионами азота газотермических покрытий из высоколегированных сталей, напыленных с использованием высокоэнтальпийного газа МАФ.

В качестве объектов исследований были выбраны газотермические покрытия из проволочных высокохромистых сталей мартенситного класса 40X17M и аустенитного класса 02X17H11M2, напыленные с помощью высокоэнтальпийного газа МАФ.

Для напыления газотермических покрытий методом ВМ использовалась установка АДМ-10, разработанная в ОИМ НАН Беларуси [2]. Скорость напыляемых частиц составляла 400–500 м/с, размер частиц 5–40 мкм. Температура распыляющего факела не превышала 3000 К. С целью повышения прочности сцепления покрытия с основой наносился промежуточный слой напылением проволоки из сплава X20H80. Покрытия подвергались механической шлифовке с финишной обработкой на абразивной бумаге (P320). Толщина напыленных покрытий составляла $\approx 1,2$ –1,6 мм. Химический состав распыляемых проволок представлен в табл. 1.

Табл. 1

Химический состав высоколегированных проволочных материалов из сталей 40X17M и 02X17H11M2 по DIN 8555: MSG 6-50-ZR и ГОСТ 5632-72, соответственно

| Марка проволочной стали | Содержание элементов, масс, % | | | | | | |
|-------------------------|-------------------------------|-------|------|-------|------|------|--------|
| | C | Cr | Mo | Ni | Mn | Si | Fe |
| 40X17M | 0,40 | 17,50 | 1,10 | 0,50 | 0,40 | 0,40 | основа |
| 02X17H11M2 | 0,025 | 16,20 | 2,24 | 11,30 | 1,50 | 0,45 | основа |

Ионно-плазменное азотирование (ИПА) образцов газотермических покрытий из высоколегированных сталей, напыленных методом ВМ с использованием МАФ, проводилось при температуре 740 К, время обработки – 8 часов.

Исследование фазового состава осуществлялось на дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном кобальтовом (CoK_α) излучении при напряжении 30 кВ и анодном токе 15 мА. Расшифровка рентгенограмм осуществлялось с использованием программного обеспечения Crystallographica Search-Match с картотекой PDF-2. Металлографические исследования проводились на оптическом микроскопе АЛЬТАМИ МЕТ 1МТ.

Измерения твердости и микротвердости по Виккерсу проводились на твердомере DuraScan 20 при нагрузках на индентор 10 г и 10 кг.

Сравнительные триботехнические испытания проводились в режиме сухого и граничного трения. Триботехнические испытания в условиях трения без смазочного материала проводились на трибометре АТВП, по схеме возвратно-поступательного движения призматического образца (8 × 6 × 5 мм) по контртелу при средней скорости взаимного перемещения ≈0,1 м/с. В качестве контртела использовалась пластина (90 × 30 × 3 мм), изготовленная из закаленной углеродистой стали У8, с твердостью 700 HV 10. Номинальная удельная нагрузка испытаний P составляла 1,5 МПа. Перед испытаниями рабочие поверхности контактирующих тел обезжиривались ацетоном и высушивались. Измерение величины износа призматических образцов осуществлялось весовым методом. Путь трения L составлял ≈1200 м, с промежуточными взвешиваниями.

Триботехнические испытания в среде смазочного материала И-20 осуществлялись на трибометре МТВП по схеме возвратно-поступательного движения призматического образца (10 × 6 × 5 мм) по контртелу при средней скорости взаимного перемещения ≈0,15 м/с. В качестве контртела использовалась пластина (75 × 25 × 5 мм), изготовленная из закаленной углеродистой стали У8, с твердостью 700 HV 10. На поверхности контртела изготавливалась ванна, в которую наливался смазочный материал И-20. Номинальная удельная нагрузка испытаний P составляла 50 МПа. Путь трения L составлял ≈2000 м.

Результаты исследований и их обсуждение

При ГТН происходит разогрев распыляемых частиц металла до температур свыше 2000 °С, что приводит к окислению железа и легирующих элементов, содержащихся в исходной проволоке. В связи с этим химический состав напыленного покрытия несколько отличается от химического состава исходных материалов. В табл. 2 представлен химический состав напыленных газотермических покрытий из высоколегированных сталей 40X17M и 02X17H11M2.

Химический состав газотермических покрытий из высоколегированных сталей 40X17M и 02X17H11M2

| Материал покрытия | Масс. % | | | | | |
|-------------------|---------|------|-------|------|------|--------|
| | Cr | Mo | Ni | Mn | Si | Fe |
| 40X17M | 16,4 | 0,83 | 0,46 | 0,50 | 0,26 | Основа |
| 02X17H11M2 | 16,0 | 2,03 | 10,47 | 1,18 | 0,27 | Основа |

Из данных, приведенных в табл. 2, можно видеть, что содержание легирующих элементов в газотермических покрытиях, напыленных с использованием горючего газа МАФ ниже, чем их концентрация в исходных проволоках (табл. 1), что в свою очередь оказывает влияние на свойства газотермических покрытий и протекание реакций при ионно-плазменном азотировании.

Газотермические покрытия, полученные из высоколегированных сталей методом ВМ с использованием МАФ характеризуются относительно плотной слоистой структурой, которая включает в себя ≈25 об.% оксидов. Пористость покрытий составляет ≈2–4 об.%. Характерные микроструктуры покрытий из высоколегированных сталей 40X17M и 02X17H11M2, представлены на рис. 1.

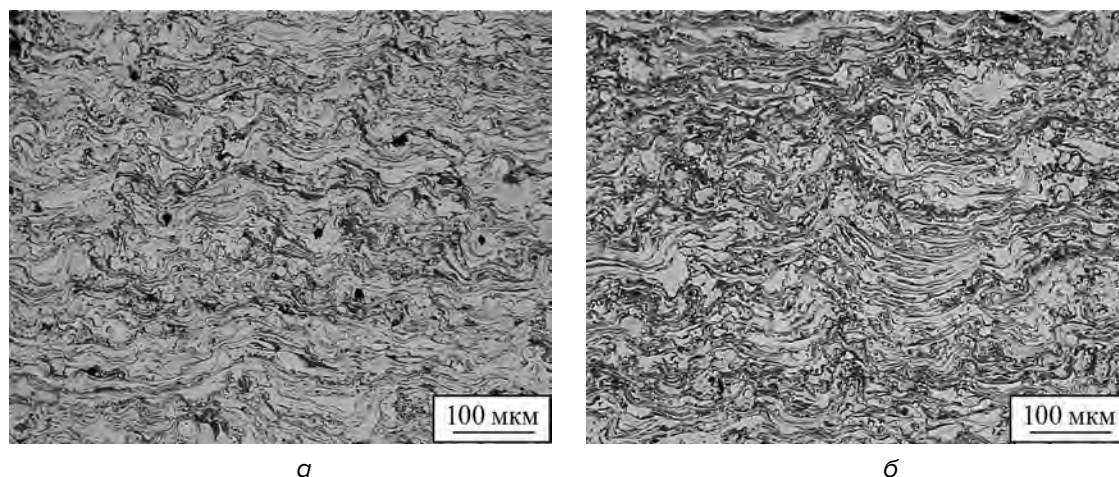
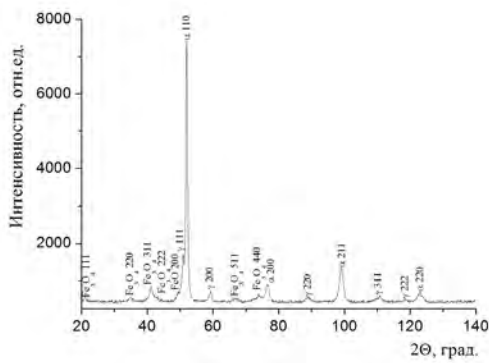


Рис. 1. Характерные микроструктуры газотермических покрытий из высоколегированных сталей, напыленных методом ВМ с использованием высокоэнтальпийного газа МАФ:
а – покрытие из 40X17M; б – покрытие из стали 02X17H11M2

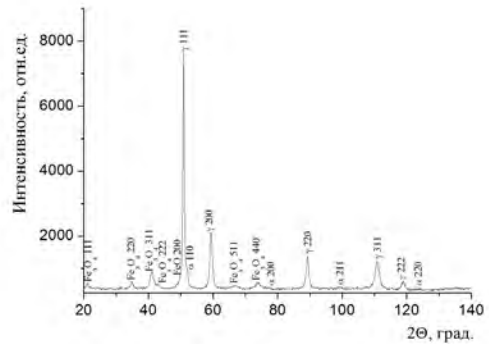
На рис. 2 представлены фрагменты рентгеновских дифрактограмм ($\text{CoK}\alpha$) поверхностных слоев газотермических покрытий (после механической шлифовки) из различных высоколегированных сталей.

Исследование фазового состава механически шлифованных образцов показало, что газотермическое покрытие из стали 40X17M содержит повышенное количество аустенитной фазы (20 об. %), а покрытие из стали 02X17H11M2 – 66 об. %.

Твердость газотермического покрытия из стали 40X17M составляет 380 HV 10, при этом пониженное значение твердости, обусловлено относительно высоким содержанием в покрытии аустенитной фазы и малым содержанием углерода. Твердость газотермического покрытия из аустенитной стали 02X17H11M2 составляет 270 HV 10.



а



б

Рис. 2. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_α) поверхностных слоев газотермических покрытий (после механической шлифовки) из различных высоколегированных сталей, полученных высокоскоростной металлизацией с использованием газа МАФ:

а – покрытие из стали 40X17M; б – покрытие из стали 02X17H11M2

В связи со специфическими условиями формирования газотермических покрытий из высокохромистых сталей [6] представляют интерес исследования распределения микротвердости по глубине покрытий (рис. 3).

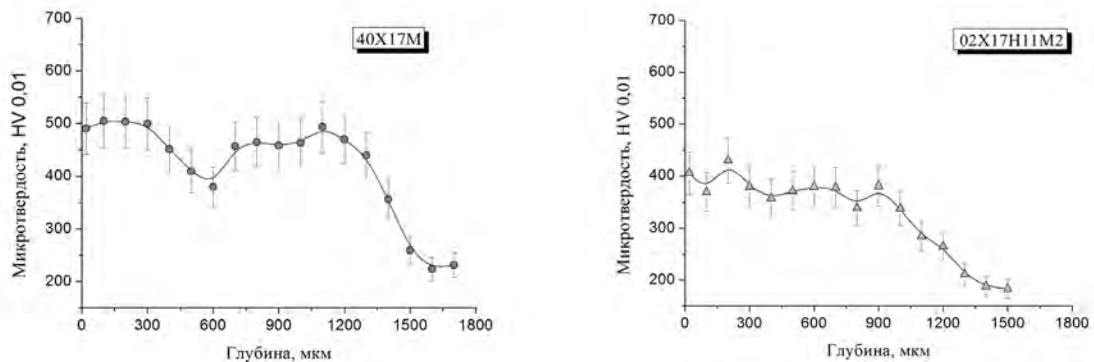


Рис. 3. Распределение микротвердости по глубине газотермических покрытий из высоколегированных сталей, напыленных методом ВМ с использованием газа МАФ

Из рис. 3 видно, что газотермического покрытия из стали 40X17M имеют микротвердость 400...500 HV 0,01, а покрытия из стали 02X17H11M2 – 350...400 HV 0,01. Существенное колебание значений микротвердости по глубине покрытий из стали 40X17M обусловлено различным содержанием в них аустенита на разных глубинах, что связано с различными условиями охлаждения слоев. Необходимо отметить, что при ГТН, как правило, выполняется промежуточное охлаждение слоев покрытий до температуры $\leq 50-100$ °C [6]. При этом на глубинах, соответствующих промежуточным паузам в процессе напыления, регистрируются повышенные значения микротвердости покрытий, что связано с ускоренным охлаждением на воздухе промежуточного поверхностного слоя. Напыление дополнительной порции частиц, после подстуживания предыдущей, вновь приводит к образованию слоя, характеризующегося повышенным содержанием аустенита и пониженной микротвердостью [6]. В то же время значения микротвердости по глубине покрытия из стали 02X17H11M2 изменяются незначительно, что связано с термической стабильностью аустенитной фазы вследствие высокого содержания в напыляемой стали никеля.

Ионно-плазменное азотирование газотермических покрытий из высокохромистых сталей, напыленных с использованием высокоэнтальпийного горючего газа, приводит к формированию в них азотированных слоев глубиной от 10 до 35 мкм (рис. 4, табл. 3) и микротвердостью 1000–1100 HV 0,01.

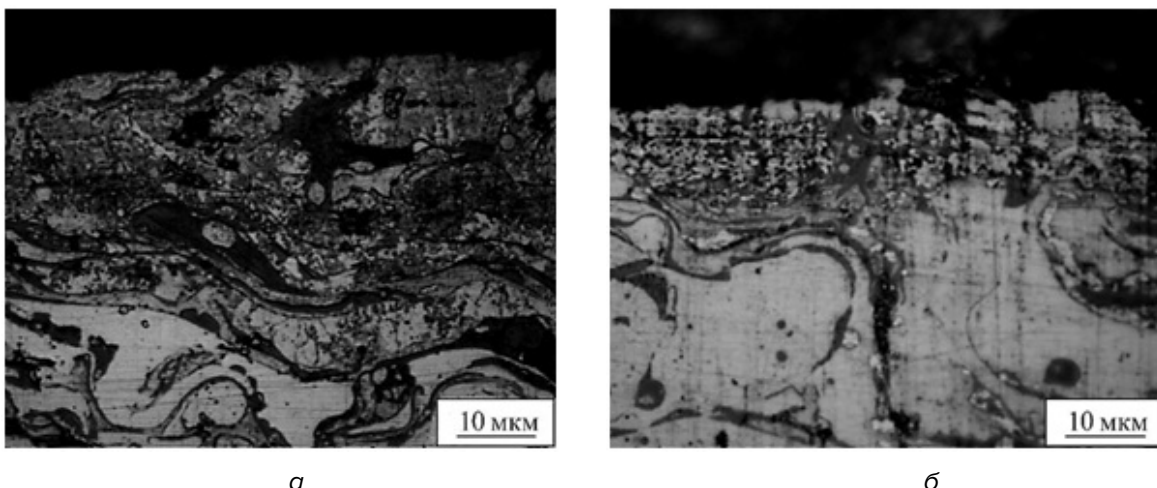


Рис. 4. Характерные микроструктуры газотермических покрытий из различных сталей, полученных методом ВМ с использованием горючего газа МАФ, прошедших ионно-плазменное азотирование при 740 К (8 часов):
а – покрытие из стали 40X17M; *б* – покрытие из стали 02X17H11M2

Табл. 4

Глубина и микротвердость газотермических покрытий из высоколегированных сталей после ИПА при 740 К, 8 часов

| Материал покрытия + ИПА | Глубина азотированного слоя в покрытии, мкм | Микротвердость, HV 0,01 |
|-------------------------|---|-------------------------|
| 40X17M | 25–35 | 1050 |
| 02X17H11M2 | 10–15 | 1100 |

Рентгеновские дифрактограммы поверхностных слоев покрытий, подвергнутых ионно-плазменному азотированию, представлены на рис. 5.

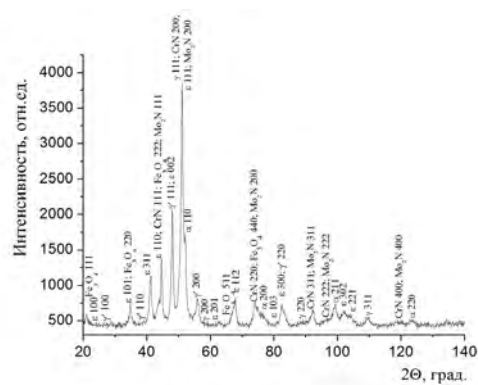
Фазовый состав покрытий после ионно-плазменного азотирования приведен в табл. 5.

Табл. 5

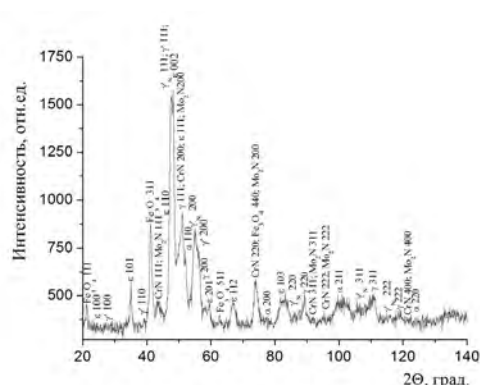
Фазовый состав газотермических покрытий после ионно-плазменного азотирования при 740 К (8 часов)

| Материал покрытия | Фазовый состав |
|-------------------|---|
| 40X17M | α -(Fe, Cr), ε -(Fe, Cr) ₂₋₃ N, CrN, γ' -(Fe, Cr) ₄ N, Mo ₂ N, γ -(Fe, Cr), Fe ₃ O ₄ |
| 02X17H11M2 | α -(Fe, Cr), ε -(Fe, Cr) ₂₋₃ N, CrN, γ' -(Fe, Cr) ₄ N, Mo ₂ N, γ -(Fe, Cr), Fe ₃ O ₄ , γ'_N -(Fe, Cr), |

Из данных рентгеноструктурного анализа можно видеть, что в газотермических покрытиях после азотирования образуется большое количество легированного хромом нитрида железа ε -(Fe, Cr)₂₋₃N, а также нитриды γ' -(Fe, Cr)₄N, CrN и Mo₂N. Распределение микротвердости по глубине газотермических покрытий, прошедших ИПА, представлено на рис. 6, из которого можно видеть, что глубина слоя с повышенной



а



б

Рис. 5. Фрагменты рентгеновских (CoK_α) от поверхностных слоев газотермических покрытий, подвергнутых ионно-плазменному азотированию при 740 К (8 часов): а – покрытие из стали 40X17M; б – покрытие из стали 02X17H11M2

микротвердостью в покрытиях, хорошо согласуется с глубиной азотированного слоя, определенной металлографическим методом (рис. 4).

Таким образом, выделение в модифицированных азотом покрытиях нитридных фаз приводит к увеличению микротвердости покрытий в 2–3 раза.

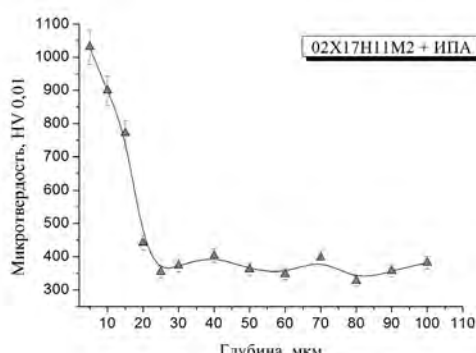
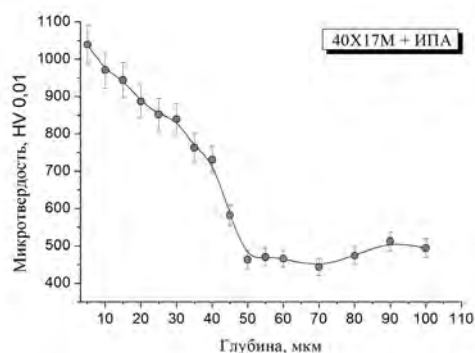


Рис. 6. Распределение микротвердости по глубине модифицированных ионами азота при 740 К газотермических покрытий из высоколегированных сталей, напыленных высокоскоростной металлизацией с использованием газа МАФ

Результаты сравнительных триботехнических испытаний образцов газотермических покрытий из высоколегированных сталей в исходном состоянии и после ИПА без смазочного материала при удельном давлении 1,5 МПа представлены в табл. 6 и на рис. 7.

Табл. 6

Интенсивность массового изнашивания (на стадии установившегося трения) газотермических покрытий из высоколегированных сталей в исходном состоянии и после ИПА при трении без смазочного материала

| Материал покрытия | Интенсивность массового изнашивания $I_q \times 10^{-3}$ мг/м | |
|-------------------|---|-----------|
| | в исходном состоянии | после ИПА |
| 40X17M | 1,15 | 0,45 |
| 02X17H11M2 | 55,60 | 1,45 |

Из данных представленных в табл. 6 и на рис. 7 можно видеть, что интенсивность массового изнашивания покрытия из стали 02X17H11M2 в исходном состоянии составляет $55,60 \cdot 10^{-3}$ г/м (табл. 6). Относительно невысокая износостойкость покрытия из стали 02X17H11M2 при сухом трении обусловлена низкой прочностью материала покрытия. В тоже время газотермическое покрытие из стали 40X17M, обладает относительно более высокой износостойкостью по сравнению с покрытием из стали 02X17H11M2 (рис. 7). Интенсивность массового изнашивания покрытия из стали 40X17M составляет $1,15 \cdot 10^{-3}$ мг/м. Повышенная износостойкость покрытия из мартенситной стали обусловлена её высокой прочностью, а также протеканием в процессе трения деформационно-активированного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, приводящего к существенному возрастанию микротвердости и износостойкости поверхностных слоев покрытия. На рис. 8 и в табл. 7 представлены фрагменты рентгеновских дифрактограмм поверхностей трения газотермических покрытий.

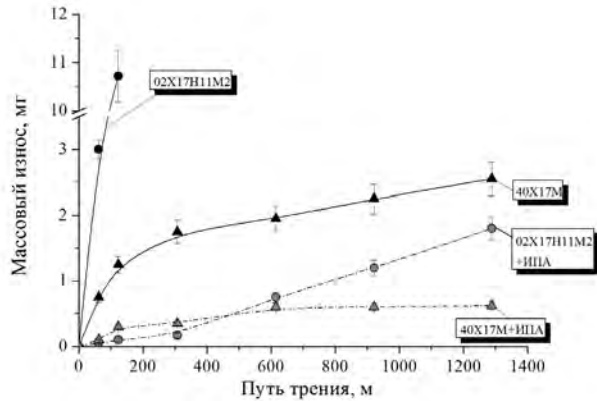


Рис. 7. Зависимость массового износа газотермических покрытий из высоколегированных сталей в исходном состоянии и после ионно-плазменного азотирования при 740 К (8 часов) от пути трения (испытания без смазочного материала при удельном давлении 1,5 МПа)

Можно видеть, что в покрытии из стали 40X17M после сухого трения, в результате протекания деформационно-активированного превращения, содержание аустенитной фазы уменьшилось с 20 до 14 об. %, а его микротвердость повысилась с 450 до 700 HV 0,01. Протекающее при трении деформационно-активированное мартенситное превращение, обеспечивает повышенную износостойкость и микротвердость покрытия. В покрытии из стали 02X17H11M2 после сухого трения количество аустенитной фазы снизилось с 66 до 64 об. %, а его микротвердость возросла с 375 до 450 HV 0,01. Повышенная устойчивость аустенитной фазы в покрытия из стали 02X17H11M2 обусловлена высоким содержанием в стали никеля и низким давлением испытаний.

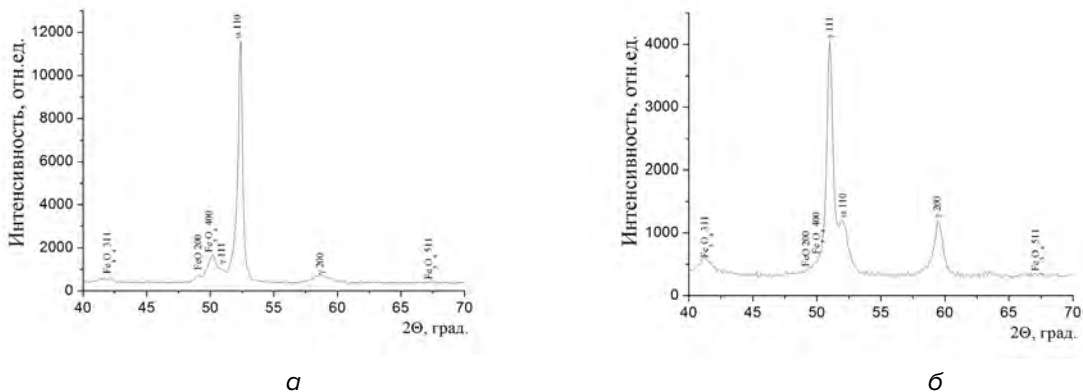


Рис. 8. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_α) поверхностей трения ($P = 1,5$ МПа, $L_{\text{тр}} \approx 1200$ м) газотермических покрытий из высоколегированных сталей, полученных высокоскоростной металлизацией с использованием горючего газа МАФ: а – покрытие из стали 40X17M; б – покрытие из стали 02X17H11M2

Можно видеть, что в покрытии из стали 40X17M после сухого трения, в результате протекания деформационно-активированного превращения, содержание аустенитной фазы уменьшилось с 20 до 14 об. %, а его микротвердость повысилась с 450 до 700 HV 0,01. Протекающее при трении деформационно-активированное мартенситное превращение, обеспечивает повышенную износостойкость и микротвердость покрытия. В покрытии из стали 02X17H11M2 после сухого трения количество аустенитной фазы снизилось с 66 до 64 об. %, а его микротвердость возросла с 375 до 450 HV 0,01. Повышенная устойчивость аустенитной фазы в покрытия из стали 02X17H11M2 обусловлена высоким содержанием в стали никеля и низким давлением испытаний.

Табл. 7.

Содержание в поверхностных слоях газотермических покрытий, напыленных методом ВМ с помощью горючего газа МАФ, аустенитной фазы после трения в условиях без смазочного материала при удельном давлении испытаний 1,5 МПа

| Материал газотермического покрытия | Содержание аустенита после сухого трения при 1,5 МПа, V_{γ} , об.% | Микротвердость покрытия после триботехнических испытаний, HV 0,01 |
|------------------------------------|---|---|
| 40X17M | 14 | 700 |
| 02X17H11M2 | 62 | 450 |

Триботехнические испытания покрытий из высоколегированных сталей, подвергнутых ИПА, в условиях сухого трения показали, что интенсивность массового изнашивания покрытия после ионно-плазменного азотирования существенно снижается. В частности, для обработанных ионами азота покрытия из стали 40X17M величина I_q составляет 0,45 мг/м (табл. 6), что ниже в $\approx 2,5$ раза по сравнению с исходным состоянием. Существенное повышение износостойкости газотермического покрытия, прошедшего ИПА, связано с образованием в его поверхностном слое высокопрочных нитридов ε -(Fe, Cr)₂₋₃N, CrN и Mo₂N в процессе азотирования. Интенсивность массового изнашивания покрытия из стали 02X17H11M2 после ионного-модифицирования составляет 1,45 мг/м (табл. 6), что ниже в ≈ 38 раз, по сравнению с исходным состоянием. Высокая износостойкость газотермического покрытия из стали 02X17H11M2 после ионно-плазменного азотирования при 740 К обусловлена наличием в его фазовом составе нитридов ε -(Fe, Cr)₂₋₃N, CrN и Mo₂N и твердого раствора азота в аустените γ'_N – (Fe, Cr) [7]. Следует отметить, что износостойкость при триботехнических испытаниях без смазочного материала покрытия обработанного ионами азота из стали 02X17H11M2 практически аналогична износостойкости покрытия обработанного ионами азота из стали 40X17M до 300 м, а при дальнейших испытаниях (>300 м) начинает резко уменьшаться (рис. 3). Уменьшение износостойкости покрытия из стали 02X17H11M2 после ≈ 300 м испытаний связано с износом тонкого азотированного слоя (≈ 10 –15 мкм) и выходом в зону трения непрочных слоев покрытия, обладающих низкими физико-механическими свойствами.

Результаты сравнительных триботехнических испытаний образцов газотермических покрытий из высоколегированных сталей в исходном состоянии и после ИПА, проведенных в среде смазочного материала И-20 при удельном давлении 50 МПа, представлены в табл. 8 и на рис. 9.

Табл. 8

Интенсивность линейного изнашивания газотермических покрытий из высоколегированных сталей, в исходном состоянии и после ИПА, на стадии установившегося трения

| Материал покрытия | Интенсивность линейного изнашивания I_h , $\times 10^{-10}$ | |
|-------------------|---|-----------|
| | в исходном состоянии | после ИПА |
| 40X17M | 1,50 | 0,20 |
| 02X17H11M2 | 1,55 | 0,35 |

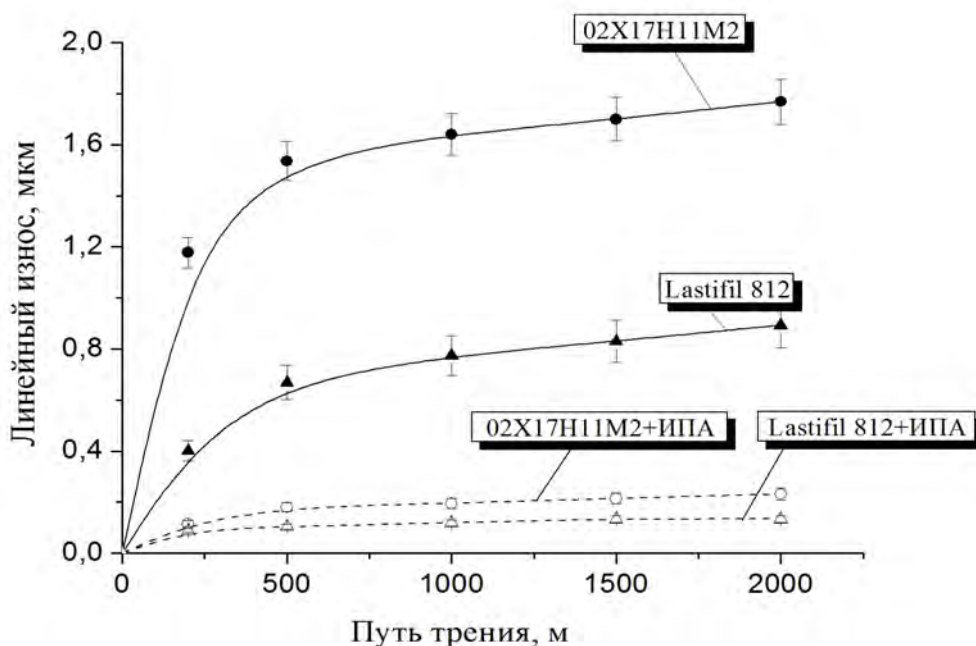


Рис. 9. Зависимость линейного износа от пути трения газотермических покрытий из высоколегированных сталей в исходном состоянии и после ионно-плазменного азотирования при 740 К (8 часов) в среде смазочного материала И-20 при удельном давлении 50 МПа

Из табл. 8 и рис. 9 можно видеть, что интенсивность линейного изнашивания покрытия в исходном состоянии из стали 40X17M составляет $I_h = 1,50 \cdot 10^{-10}$. Высокая износостойкость покрытия из стали 40X17M связана с протеканием в его поверхностных слоях при граничном трении мартенситного превращения так же, как и в случае трения без смазочного материала. При этом регистрируется снижение в покрытии количества аустенитной фазы до 15 об.% и возрастание микротвердости поверхностных слоев покрытий до ≈ 750 HV 0,01 (рис. 10, табл. 9).

Табл. 9

Содержание в поверхностных слоях газотермических покрытий, напыленных методом ВМ с помощью горючего газа МАФ, аустенитной фазы после трения в смазочном материале И-20 при удельном давлении испытаний 50 МПа

| Материал газотермического покрытия | Содержание аустенита V_f после испытаний в среде смазочного материала, об.% | Микротвердость покрытия после триботехнических испытаний, HV 0,01 |
|------------------------------------|---|---|
| 40X17M | 15 | 750 |
| 02X17H11M2 | 35 | 620 |

Интенсивность линейного изнашивания покрытия в исходном состоянии из стали 02X17H11M2 составляет $1,55 \cdot 10^{-10}$. Можно видеть, что газотермическое покрытие из высоколегированной стали 02X17H11M2 обладает относительно высокой износостойкостью, которая также достигается за счет протекания в поверхностном слое мартенситного превращения, приводящего к уменьшению аустенита до ≈ 35 об. % и возрастанию микротвердости до ≈ 620 HV 0,01 (рис. 10, табл. 9). Протекание деформационно-активированного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при трении в смазочном материале покрытия из стали 02X17H11M2 обусловлено высоким давлением (50 МПа).

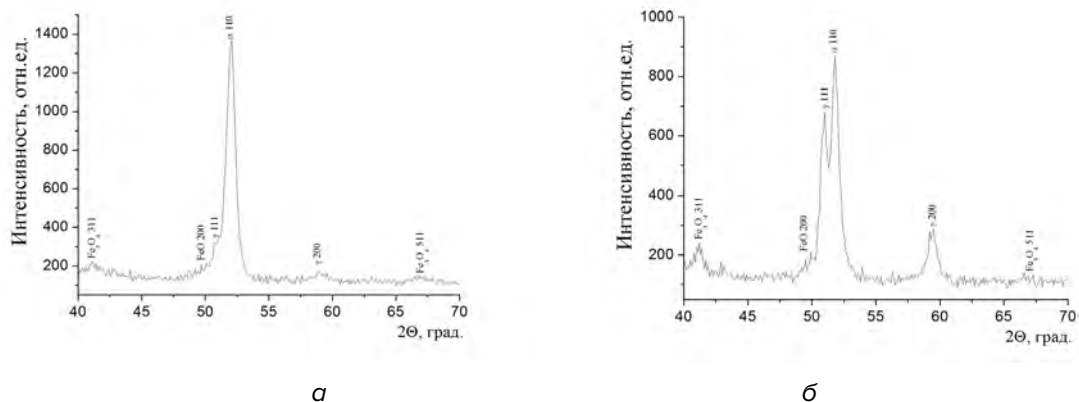


Рис. 10. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_α) поверхностей трения ($P = 50$ МПа, $L_{\text{тр.}} = 2000$ м) газотермических покрытий из высоколегированных сталей после трения в смазочном материале И-20:

а – покрытие из стали 40X17M; б – покрытие из стали 02X17H11M2

Из представленных в табл. 8 и на рис. 9 данных можно видеть, что ионно-плазменное азотирование газотермических покрытий приводит к существенному возрастанию их износостойкости. В частности, после ионно-плазменного азотирования газотермического покрытия из высокохромистой стали 40X17M интенсивность линейного изнашивания снижается, по сравнению с исходным состоянием, в 7,5 раз и составляет $0,20 \cdot 10^{-10}$. Повышение износостойкости связано с образованием при ионно-плазменном азотировании в поверхностных слоях нитридов $\varepsilon\text{-(Fe, Cr)}_{2-3}\text{N}$, $\gamma'\text{-(Fe, Cr)}_4\text{N}$, Mo_2N , а также большого количества высокопрочного нитрида CrN. Ионно-плазменное азотирование газотермического покрытия из стали 02X17H11M2 приводит к повышению его износостойкости в 4,4 раза по сравнению с исходным состоянием, при этом его интенсивность линейного изнашивания составляет $0,35 \cdot 10^{-10}$. Повышение износостойкости данного покрытия после ИПА происходит вследствие наличия в его фазовом составе твердого раствора азота в аустените $\gamma'_\text{N}\text{-(Fe, Cr)}$, нитридов $\varepsilon\text{-(Fe, Cr)}_{2-3}\text{N}$ и $\gamma'\text{-(Fe, Cr)}_4\text{N}$, Mo_2N , а также высокопрочного нитрида CrN.

Исходя из представленных результатов триботехнических испытаний в условиях трения в смазочном материале И-20 и при сухом трении, можно сделать вывод, что ионно-плазменное азотирование газотермических покрытий из высоколегированных сталей, напыленных с использованием высокоэнтальпийного газа МАФ, позволяет существенно повысить их микротвердость и износостойкость.

Заключение

Проведено исследование структурно-фазового состояния и трибомеханических свойств газотермических покрытий из высоколегированных сталей, напыленных с использованием высокоэнтальпийного газа МАФ, а также покрытий прошедших ионно-плазменное азотирование.

Установлено, что в газотермическом покрытии из мартенситной стали 40X17M содержится anomalно высокое содержание аустенитной фазы, а при триботехнических испытаниях протекает деформационно-активированное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, приводящее к существенному возрастанию микротвердости и износостойкости поверхностных слоев. Газотермическое покрытие из аустенитной стали 02X17H11M2 в условиях трения без смазочного материала характеризуется низкой износостойкостью, что обусловлено пониженными прочностными свойствами покрытия.

Показано, что ионно-плазменное азотирование газотермических покрытий из высоколегированных сталей позволяет существенно повысить их твердость и износостойкость. В частности, износостойкость покрытия из стали 40X17M после ионно-плазменного азотирования возрастает в $\approx 2,5$ раза в условиях сухого трения, а при трении в смазочном материале И-20 увеличивается в $\approx 7,5$ раз. Износостойкость покрытия из стали 02X17H1M2 после обработки ионами азота возрастает в ≈ 38 раз в условиях сухого трения, а при трении в смазочном материале И-20 – в $\approx 4,4$ раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. Белоцерковский, М.А. Активированное газопламенное и электродуговое напыление покрытий проволочными материалами / М.А. Белоцерковский, А.С. Прядко // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2006. – №12 – С. 17 – 23.
2. Белоцерковский, М.А. Технологии активированного газопламенного напыления антифрикционных покрытий / М.А. Белоцерковский. – Минск.: УП «Технопринт», 2004. – 200 с.
3. Белоцерковский, М.А. Методы и оборудование для формирования высокоэнергетических двухфазных потоков / М.А. Белоцерковский, А.С. Прядко, А.Е. Черепко // Физика плазмы и плазменные технологии. – Минск, 1997. – Т.4. – С. 670–673.
4. Витязь, П. А. Основы нанесения износостойких, коррозионностойких и теплозащитных покрытий / П. А. Витязь, А. Ф. Ильющенко, А. И. Шевцов. – Минск, 2006.
5. Теория и практика нанесения защитных покрытий / П.А. Витязь [и др.]. – Минск: Белорус.наука, 1998. – 583 с.
6. О природе формирования метастабильной аустенитной структуры при газотермическом напылении высокохромистой стали мартенситного класса 95X18 / В.А. Кукареко [и др.] // Упрочняющие технологии и покрытия. – М., 2017. – Т.13. – №7(151). – С. 318–322.
7. Белый, А.В. Инженерия поверхностей конструкционных материалов концентрированными потоками ионов азота / А.В. Белый, В.А. Кукареко, А. Патеюк. – Минск: Белорус. наука, 2007 – 244с.

REFERENCES

1. Belotserkovskiy M.A., Pryadko A.S. Aktivirovannoye gazoplammennoye i elektrodugovoye napyleniye pokrytiy provolochnymi materialami [Activated flame and electric arc spraying of coatings with wire materials]. Uprochnyayushchiye tekhnologii i pokrytiya, 2006, iss. 12 – pp. 17 – 23.(in Russian)
2. Belotserkovskiy M.A. Tekhnologii aktivirovannogo gazoplammennogo napyleniya antifriktsionnykh pokrytiy [The technology of activated flame spraying of anti-friction coatings]. Minsk.: UP «Tekhnoprint», 2004, pp.200. (in Russian)
3. Belotserkovskiy M.A., Pryadko A.S., Cherepko A.E. Metody i oborudovaniye dlya formirovaniya vysokoenergeticheskikh dvukhfaznykh potokov [Methods and equipment for the formation of high-energy two-phase flows]. Fizika plazmy i plazmennyye tekhnologii. – Minsk, 1997, T.4, pp. 670–673. (in Russian)
4. Vityaz' P. A., Il'yushenko A. F., Shevtsov A. I. Osnovy naneseniya iznosostoykikh, korrozionno-stoykikh i teplozashchitnykh pokrytiy [Bases of application of wear-resistant, corrosion-resistant and heat-protective coatings]. Minsk, 2006. (in Russian)
5. Vityaz' P.A. Teoriya i praktika naneseniya zashchitnykh pokrytiy [Theory and practice of protective coating]. Minsk, Belarus. navuka, 1998, p. 583. (in Russian)
6. Kukareko V.A., Grigorchik A.N., Belotserkovskiy M.A., Sosnovskiy A.V. O prirode formirovaniya metastabil'noy austenitnoy struktury pri gazotermicheskom napylenii vysokokhromistoy stali martensitnogo klassa 95KH18 [About the nature of formation of metastable austenitic structure at gas-thermal spraying of high-chromium steel of martensite class 95X18]. Uprochnyayushchiye tekhnologii i pokrytiya. – M., 2017; T.13, iss. 7(151), pp. 318–322. (in Russian)
7. Belyy A.V., Kukareko V.A., Pateyuk A. Inzheneriya poverkhnostey konstruksionnykh materialov kontsentrirovannymi potokami ionov azota [Engineering of surfaces of structural materials by the concentrated streams of ions of nitrogen]. Minsk: Belorus. nauka, 2007, p. 244. (in Russian)

Статья поступила в редакцию в окончательном варианте 25.05.18