

УДК 621.793.184

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-4-68-77

Влияние никеля на структуру и свойства адаптивных износостойких arc-PVD покрытий Ti–Al–Mo–N

© 2019 г. В.С. Сергевнин, И.В. Блинков, А.О. Волхонский, Д.С. Белов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

Статья поступила в редакцию 24.08.19 г., доработана 17.09.19 г., подписана в печать 19.09.19 г.

Проведены сравнительные исследования структурных характеристик и функциональных свойств покрытий Ti–Al–Mo–N и Ti–Al–Mo–Ni–N, полученных методом ионно-плазменного вакуумно-дугового осаждения, с целью изучения влияния наноструктурирующей добавки никеля. Покрытия характеризовались слоистой архитектурой с чередованием слоев нитридов титана и молибдена. Концентрация молибдена составляла порядка 22 ат.%, никеля – 7 ат.%, что отвечает оптимальным количествам для наилучших прочностных и трибологических свойств. Показано, что при введении никеля происходит снижение периода модуляции покрытия с 60 до 30 нм с одновременным повышением твердости с 37 до 45 ГПа. При этом увеличивается вязкость разрушения покрытий, о которой судили по относительной работе пластического деформирования и параметрам H/E , H^3/E^2 . Добавка пластичного никеля в структуру твердого нитридного покрытия способствовала уменьшению уровня сжимающих макронапряжений в материале от –2,25 до –0,58 ГПа, что, однако, не приводило к снижению твердости и трещиностойкости, как было показано в ходе испытаний по измерительному царапанию. Сделан вывод о том, что фактором, определяющим физико-механические характеристики покрытия, является не макронапряженное состояние, а измельчение зеренной структуры материала покрытия. Введение никеля положительно сказывается на жаростойкости покрытия, которое успешно защищает материал подложки от окисления при температурах до 700 °С, что может быть обусловлено вероятностью образования Ni-содержащих оксидов $NiMoO_4$ и $NiTiO_3$ на поверхности. При этом их появление, разрушение и действие в качестве абразивных частиц могут быть причиной изменения механизма изнашивания при трении в условиях высоких температур.

Ключевые слова: износостойкость, наноструктурирование, макронапряжения, нитриды, слоистые покрытия.

Сергевнин В.С. – инженер кафедры функциональных наносистем и высокотемпературных материалов (ФНСИВТМ) НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: v.s.sergevnnin@gmail.com.

Блинков И.В. – докт. техн. наук, профессор кафедры ФНСИВТМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: biv@misis.ru.

Волхонский А.О. – канд. техн. наук, доцент кафедры ФНСИВТМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: abwest@yandex.ru.

Белов Д.С. – инженер кафедры ФНСИВТМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: dm.blv@yandex.ru.

Для цитирования: Сергевнин В.С., Блинков И.В., Волхонский А.О., Белов Д.С. Влияние никеля на структуру и свойства адаптивных износостойких arc-PVD покрытий Ti–Al–Mo–N. *Изв. вузов. Порошковая металлургия и функц. покрытия*. 2019. No. 4. С. 68–77. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-4-68-77.

Sergevnnin V.S., Blinkov I.V., Volkhonskii A.O., Belov D.S.

Nickel effect on the structure and properties of adaptive wear-resistant arc-PVD Ti–Al–Mo–N coatings

Comparative studies of the structural characteristics and functional properties of Ti–Al–Mo–N and Ti–Al–Mo–Ni–N coatings obtained by the arc-PVD method were carried out in order to study the effect of nanostructuring nickel additive. The coatings featured by multilayered architecture with alternating layers of titanium and molybdenum nitrides. Molybdenum and nickel concentrations were about 22 at.% and 7 at.%, respectively, which corresponds to optimal quantities for the best strength and tribological properties. It was shown that nickel introduction reduces the coating modulation period from 60 to 30 nm with a simultaneous increase in hardness from 37 to 45 GPa. At the same time, an increase in the tensile strength of coatings was noted, which was judged by the relative plastic deformation behavior as well as H/E , H^3/E^2 parameters. Ductile nickel added into the solid nitride coating structure led to a decrease in the level of compressive macrostresses in the material from –2.25 to –0.58 GPa, without, however, any decrease in hardness and fracture toughness that was shown by scratch tests. It is concluded that the factor determining mechanical characteristics of the coating is not the macrostressed state, but the refinement of the coating material grain structure. Nickel positively affected the coating heat resistance successfully protecting the substrate material from oxidation at temperatures up to 700 °C, which may be associated with the likelihood of the formation of $NiMoO_4$ and $NiTiO_3$ nickel-containing oxides on the surface. However, their formation, fracture, and action as abrasive particles can cause a change in the friction wear mechanism at high temperatures.

Keywords: wear resistance, nanostructuring, macrostresses, nitrides, multilayered coatings.

Sergevnin V.S. – engineer of the Department of functional nanosystems and high-temperature materials (FNS&HTM), National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: v.s.sergevnin@gmail.com.

Blinkov I.V. – Dr. Sci. (Tech.), prof. of the Department of FNS&HTM, NUST «MISIS». E-mail: biv@misis.ru.

Volkhonskii A.O. – Cand. Sci. (Tech.), associate prof. of the Department of FNS&HTM, NUST «MISIS». E-mail: abwest@yandex.ru.

Belov D.S. – engineer of the Department of FNS&HTM, NUST «MISIS». E-mail: dm.blv@yandex.ru.

Citation: *Sergevnin V.S., Blinkov I.V., Volkhonskii A.O., Belov D.S.* Nickel effect on the structure and properties of adaptive wear-resistant arc-PVD Ti–Al–Mo–N coatings. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2019. No. 4. P. 68–77 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-4-68-77.

Введение

Мультислойные arc-PVD покрытия Ti–Al–Mo–N, характеризующиеся чередованием слоев на основе сложного нитрида (Ti, Al)N [1] и нитрида молибдена, демонстрируют высокую износостойкость [2–4]. С одной стороны, она определяется значением твердости до 40 ГПа, с другой — низким коэффициентом трения за счет явления адаптации покрытий к интенсивному трению путем образования в зоне трения оксида MoO₃, играющего роль твердой смазки [5, 6].

Дальнейшее повышение механических свойств таких покрытий возможно за счет модификации их структуры, в частности путем измельчения размера зерна нитридных фаз. Один из методов наноструктурирования покрытий на основе нитрида титана — введение в их состав элементов, не взаимодействующих с TiN. Эти добавки, располагаясь по границам зародышей формирующейся нитридной фазы, ограничивают их рост. В качестве такой добавки может выступать никель [7–10]. Введение его в покрытие из нитрида титана в количестве до 12 ат.% приводило к росту микротвердости с 24 до 50 ГПа с относительной работой пластического деформирования до 70–75 % [11]. Ранее показано [12], что добавка никеля в покрытия Ti–Al–Mo–N обуславливает также снижение среднего размера зерна и повышение твердости [12]. Цель данной работы — исследование влияния никеля на структурные характеристики адаптивных мультислойных покрытий Ti–Al–Mo–N и изучение механизмов модифицирующего влияния этой добавки на конечные свойства покрытия.

Методика исследований

Исследуемые покрытия Ti–Al–Mo–N и Ti–Al–Mo–Ni–N наносились методом ионно-плазменного вакуумно-дугового осаждения (arc-PVD) на подложки из твердого сплава (мас.%): 94WC +

+ 6Co, прошедшие предварительную газоабразивную обработку. Напыление осуществлялось в атмосфере азота ($P(N_2) = 0,5$ Па) на установке ионно-плазменного вакуумно-дугового осаждения, оснащенной сепараторами капельной фазы в условиях, аналогичных представленным в работе [12]. Для осаждения покрытия Ti–Al–Mo–N применялись катоды из сплава Ti–Al (мас.%: 95Ti + 5Al) и молибдена. Ток испаряющих дуг (I) на обоих катодах составлял 135 А, отрицательное напряжение смещения, подаваемое на подложку, — $U_b = -140$ В. В случае получения покрытия Ti–Al–Mo–Ni–N использовалась трехкатодная система: к предыдущей системе добавлялся катод Ti–Ni (ат.%: 50Ti + 50Ni), на который подавался ток в 120 А. Геометрия испаряющей системы нанесения покрытий обеспечивала формирование слоистой архитектуры за счет вращения подложки при осаждении покрытий и поочередного пребывания ее в зоне испарения каждого из катодов.

Исследование структуры покрытий осуществлялось с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-1400 (JEOL, Япония) и растрового электронного микроскопа JSM-6610LV (JEOL, Япония) с приставкой JED-2300F для энергодисперсионной спектроскопии. Элементный состав покрытий изучали методом энергодисперсионной спектроскопии на просвечивающем электронном микроскопе JEM-1400 (JEOL, Япония). Фазовый анализ покрытий и дифракционные исследования напряженного состояния проводены на дифрактометре «Ultima 4» (Rigaku, Япония) с использованием CuK_α -излучения при угле скольжения $\alpha = 5^\circ$ (это значение часто применяется на практике в соответствующих исследованиях [13], что дает возможность сравнить полученные результаты с данными других авторов). Макронапряжения определялись методом $\sin^2\psi$, описанным в [13–15] и позволяющим измерять их при посто-

янной глубине проникновения рентгеновских лучей в образец. При этом измеряются положения всех отражений при съемке в асимметричной геометрии. Каждое отражение имеет свой собственный угол выхода из симметричного положения $\psi = \theta - \alpha$, где θ — угол дифракции, α — угол между падающим лучом и образцом. По сдвигу каждой дифракционной линии рассчитывается свой период решетки:

$$a_{\psi}(HKL) = a_0 \sigma f(\psi) + a_0,$$

где a_0 и a_{ψ} — параметры решетки для равновесного и напряженного состояний соответственно, σ — напряжение.

Затем строится зависимость $a_{\psi}(HKL)$ от функции

$$f(\psi) = 1/2 s_2 \sin^2 \psi + 2s_1,$$

где $s_1 = -\nu/E$; $1/2 s_2 = (1 + \nu)/E$. Модуль Юнга (E) и коэффициент Пуассона (ν) берутся свои для каждой плоскости (HKL). По тангенсу угла наклона прямой $a_{\psi} = kf(\psi) + b$ и периоду решетки рассчитываются напряжения σ .

Твердость покрытий (H), их модуль упругости (E) и относительную работу пластической деформации (W_p), характеризующую вязкость разрушения материала [16], определяли путем измерительного индентирования при малых нагрузках по методу Оливера и Фарра [17] с помощью микроиндентометра «Micro-Hardness Tester» (CSM Instruments, Швейцария). Индентирование проводилось в динамическом режиме при постоянно возрастающей нагрузке. Значения физико-механических характеристик определялись на глубине проникновения индентора, не превышающей 10 % от толщины покрытия, что отвечает требованиям стандарта [18]. По полученным данным были рассчитаны параметры H/E и H^3/E^2 , характеризующие сопротивляемость материала к упругой и пластической деформации соответственно [19, 20].

В условиях абразивного воздействия на поверхность материала внедряемые в материал частицы образуют в поверхностном слое повреждения, идентичные возникающим при внедрении индентора или измерительном царапании [21, 22]. Основываясь на этом, для исследования поведения покрытий при абразивном истирании использовался метод скрайбирования, который может быть интерпретирован как моделирование движения твердой абразивной частицы по поверхности покрытия с возрастающей нагрузкой. В зависимости

от размера частиц, их формы, прикладываемой нагрузки и свойств материала возможны различные механизмы абразивного изнашивания [19] — разрушение по механизму пластического выдавливания материала из царапины или хрупкое разрушение, о которых и позволят судить результаты скрайбирования. Измерительное царапание проводилось при помощи скретч-тестера «Revetest» (CSM Instruments, Швейцария). На поверхность покрытия алмазным сферическим индентором типа «Rockwell C» с радиусом закругления 200 мкм наносились царапины длиной 5 мм при непрерывно нарастающей нагрузке со скоростью 90 Н/мин. Одновременно из зоны контакта индентора и покрытия осуществлялась регистрация акустической эмиссии (AE), силы трения (FF) и коэффициента трения (μ). В процессе испытаний проводились микроскопические наблюдения характера разрушения материала покрытия.

Исследование покрытий на жаростойкость выполнялось путем отжига образцов с покрытиями в атмосфере воздуха в электропечи при различных температурах и периодического их взвешивания при помощи высокоточных аналитических весов для отслеживания изменения массы образцов во время отжига. После отжига проводился фазовый анализ покрытий на предмет обнаружения оксидных фаз методом рентгенофазового анализа.

Экспериментальная часть

Были получены две серии образцов покрытий в системах Ti—Al—Mo—N и Ti—Al—Mo—Ni—N, их элементный состав приведен в табл. 1.

Содержание Ni в покрытии Ti—Al—Mo—Ni—N составило ~7 ат.%, что, согласно [11], соответствует интервалу концентраций, при которых происходит значительное уменьшение размера зерна TiN и повышение его прочностных характеристик. Содержание Mo выбрано с учетом ранее полученных нами данных, свидетельствующих о формировании покрытий с оптимальными трибологическими свойствами при содержании Mo порядка 22 ат.% [5].

Структура поперечных сечений исследованных покрытий приведена на рис. 1. Они характеризуются слоистой архитектурой, причем период модуляции при введении никеля снижается с 60 до 30 нм. При этом Ni оказывает существенное влияние на структурообразование в покрытии, приводя к уменьшению среднего размера зерен пример-

Таблица 1. Параметры осаждения и элементный состав исследованных покрытий

$I_{\text{Ti-Al}}, \text{A}$	$I_{\text{Ti-Ni}}, \text{A}$	I_{Mo}, A	$U_b, \text{В}$	$P(\text{N}_2), \text{Па}$	Содержание элемента, ат.%				
					Ti	Al	Mo	N	Ni
135	—	135	-140	0,5	34	1	22	43	—
	120				28	1	23	41	7

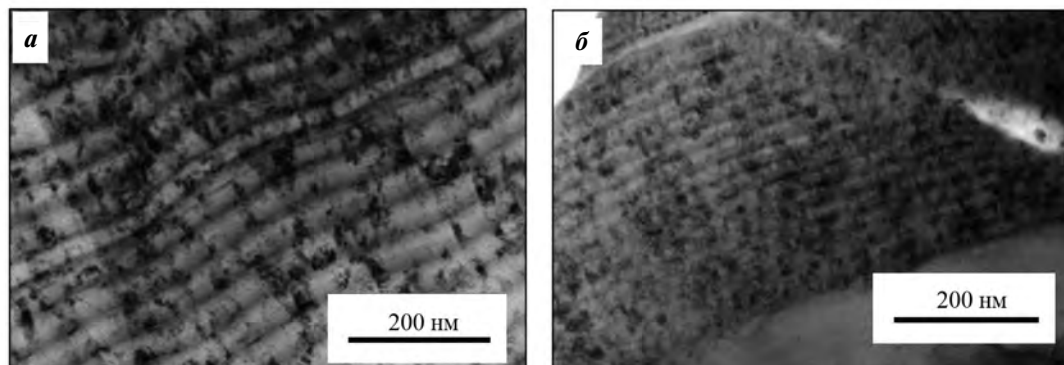


Рис. 1. Поперечное сечение покрытий Ti-Al-Mo-N (а) и Ti-Al-Mo-Ni-N (б)

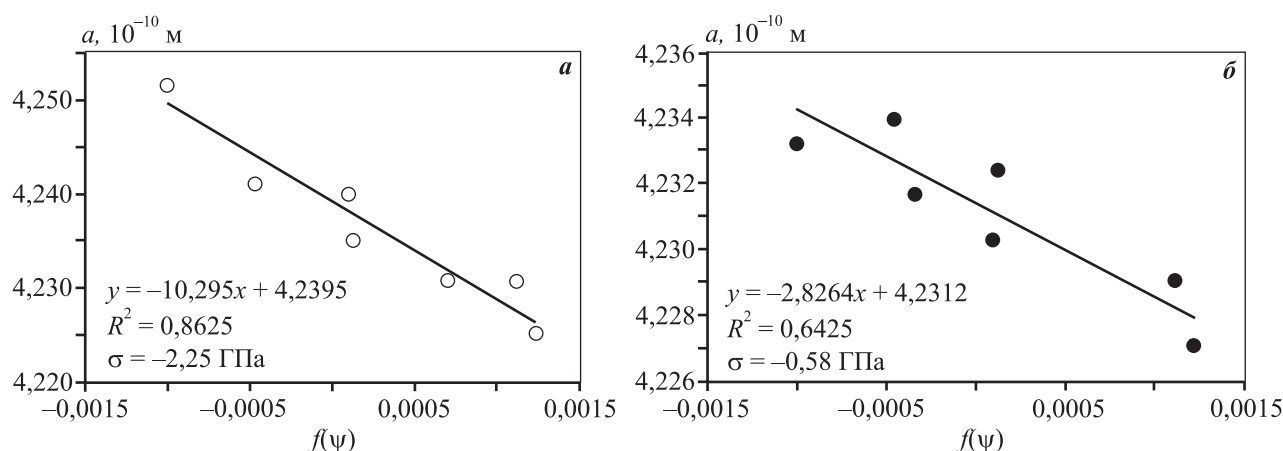


Рис. 2. Зависимость периода решетки (a) от функции $f(\psi)$ для образцов Ti-Al-Mo-N (а) и Ti-Al-Mo-Ni-N (б)

но в 3 раза. Их наблюдаемый размер соответствует полученным размерам ОКР TiN, равным 34 ± 5 нм для покрытия Ti-Al-Mo-N и 12 ± 3 нм для Ti-Al-Mo-Ni-N.

Из результатов исследований макронапряженного состояния покрытий (рис. 2) следует, что при введении 7 ат.% Ni значительно снижается величина сжимающих макронапряжений: с $\sigma = -2,25$ ГПа для образца Ti-Al-Mo-N до $\sigma = -0,58$ ГПа для образца Ti-Al-Mo-Ni-N. Можно сделать вывод, что введение пластичной металлической фазы в твердое нитридное покрытие приводит к релаксации макронапряжений.

Исходя из устоявшихся для твердых нитридных покрытий представлений можно предположить,

что покрытия с более низким уровнем макронапряжений будут характеризоваться меньшим значением твердости, однако результаты измерения физико-механических характеристик покрытий (табл. 2) говорят о повышении микротвердости при введении Ni в их состав с 37 до ~45 ГПа. Это свидетельствует о том, что макронапряжения в данном случае не являются характеристикой, определяющей твердость. Ее высокое значение связано с измельчением зеренной структуры.

Следует отметить, что наноструктурирование материала покрытия путем введения Ni при повышении твердости также приводит к увеличению вязкости покрытия, о которой можно судить по величинам H/E и H^3/E^2 [20, 23].

Таблица 2. Физико-механические характеристики покрытий

Покрытие	H , ГПа	E , ГПа	H/E	H^3/E^2 , ГПа
Ti–Al–Mo–N	37 ± 2	601 ± 24	0,061	0,141
Ti–Al–Mo–Ni–N	45 ± 2	662 ± 26	0,068	0,208

Что касается адгезии материала к твердосплавной подложке, добавление никеля не оказало существенного влияния на адгезионную прочность покрытия и характер его разрушения при царапании, однако несколько повысились нагрузки, соответствующие началу хрупкого разрушения.

По виду изменения сигнала акустической эмиссии (АЕ), регистрируемого из зоны разрушения во время испытания царапанием (рис. 3), можно судить об интенсивности образования трещин и их развитии в покрытии при движении индентора. Микроскопические исследования рельефа царапины после проведения скретч-теста приведены

на рис. 4 и 5. Во время царапания покрытий при относительно невысоких нагрузках происходит сглаживание выступов покрытий, что отражается в небольших колебаниях АЕ. Изменение амплитуды колебания АЕ при царапании покрытия Ti–Al–Mo–N, свидетельствующее о появлении первых трещин, происходит при нагрузке $L_{c1} \approx 40$ Н (см. рис. 3, а). При повышении нагрузки до этой величины на поверхности наблюдаются мелкие сколы по краям царапины (см. рис. 4). Затем появляются единичные крупные сколы, а на дне царапины образуются поперечные трещины. При более высоких нагрузках трещины на дне царапины увеличиваются, сколов по берегам царапины становится больше, и при нагрузке $L_{c3} \approx 70$ Н происходит локальное вскрытие подложки, о котором можно судить по смене угла наклона кривых изменения силы трения (FF) и коэффициента трения (μ) (см. рис. 3, а).

Видно, что в случае покрытия Ti–Al–Mo–Ni–N интенсивное растрескивание начинается

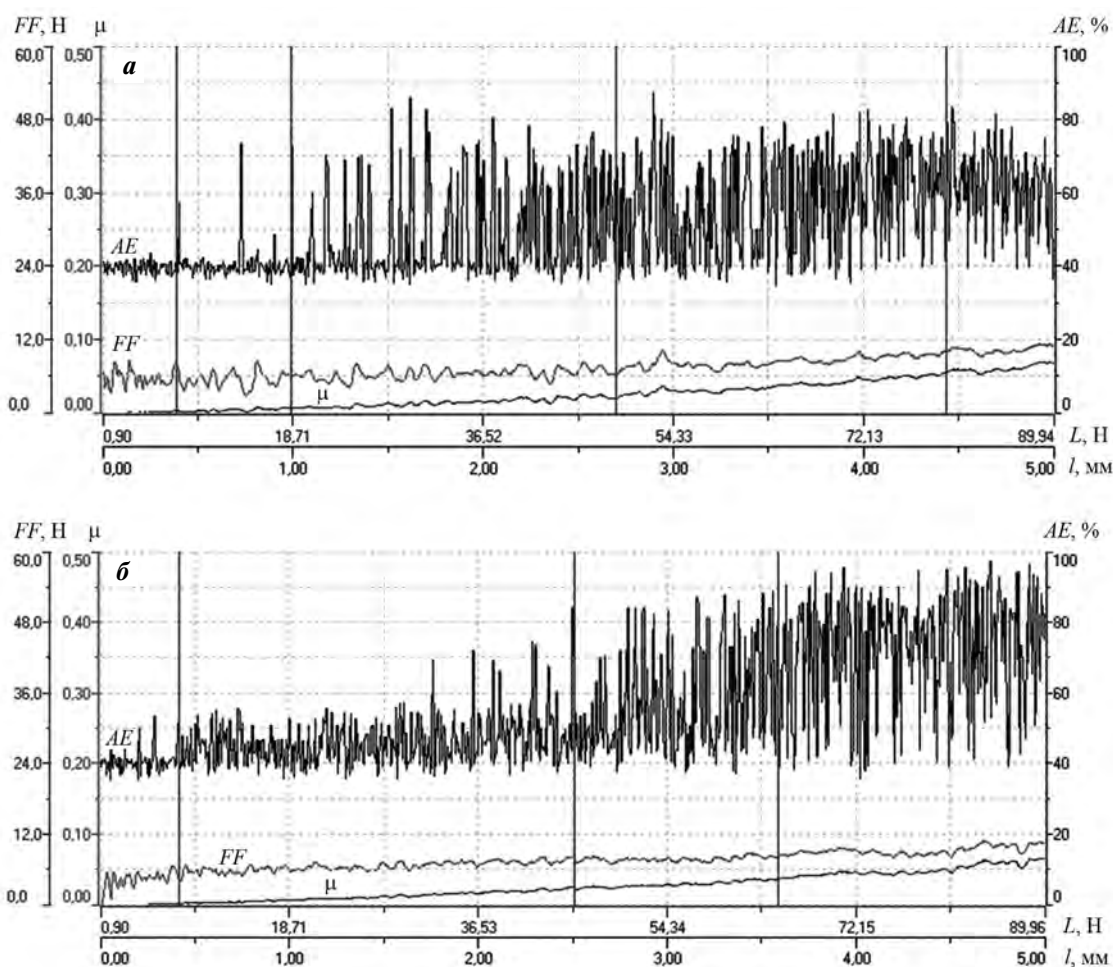


Рис. 3. Основные показатели скретч-теста для образцов Ti–Al–Mo–N (а) и Ti–Al–Mo–Ni–N (б)

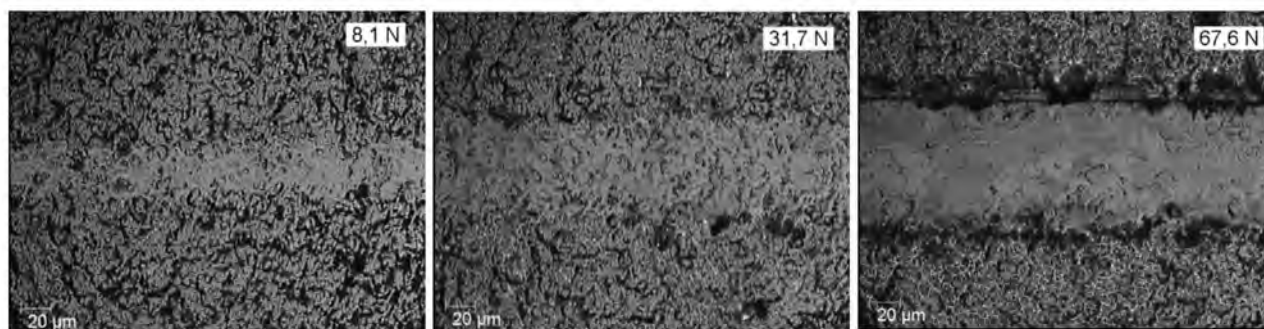


Рис. 4. Микроскопические исследования рельефа царапины на покрытии Ti–Al–Mo–N при различной нагрузке ($\times 800$)

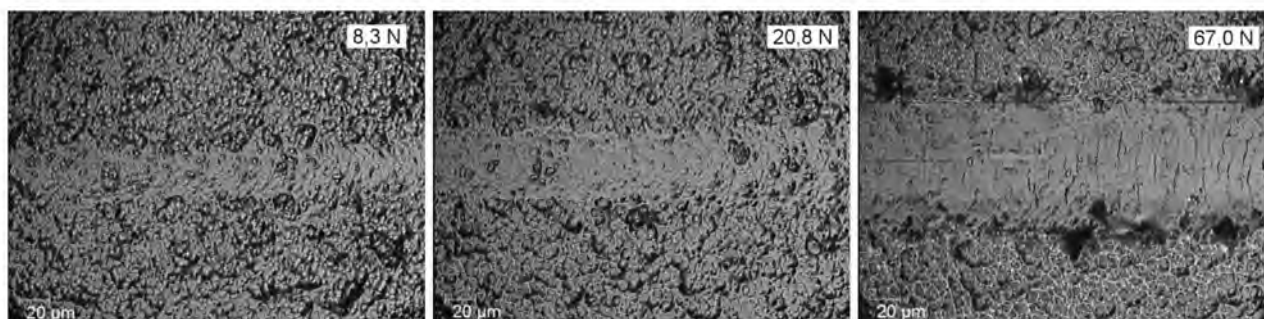


Рис. 5. Микроскопические исследования рельефа царапины на покрытии Ti–Al–Mo–Ni–N при различной нагрузке ($\times 800$)

при большей нагрузке на индентор, чем в случае покрытия, не содержащего Ni. Вплоть до нагрузки в 50 Н не происходит хрупкого разрушения материала покрытия Ti–Al–Mo–Ni–N (не наблюдаются сколы, крупные трещины). Начало появления трещин отмечается при более высоком значении нагрузки по сравнению с образцом Ti–Al–Mo–N: $L_{c1} = 50$ Н (см. рис. 3, б), при этом на микроскопических изображениях видны небольшие сколы покрытия по берегам царапины и поперечные трещины на ее дне (см. рис. 5), что и проявляется в виде увеличения амплитуды колебания АЕ. Нагрузка L_{c3} , соответствующая достижению индентором подложки, имеет то же значение, что и для Ti–Al–Mo–Ni–N (порядка 70 Н). Полученные данные о более высокой стойкости покрытия Ti–Al–Mo–Ni–N к хрупкому разрушению при царапании находятся в соответствии с результатами H/E и H^3/E^2 (см. табл. 2), свидетельствующими о повышении вязкости покрытия при введении Ni. При этом снова опровергается устоявшееся мнение о том, что сжимающие макронапряжения в твердом покрытии препятствуют зарождению и росту трещин. В данном случае при переходе структуры к наномасштабу определяющим физико-механи-

ческие характеристики фактором становятся не макронапряжения, а наноструктура.

Ранее показано, что покрытия Ti–Al–Mo–Ni–N и Ti–Al–Mo–N демонстрируют схожий коэффициент трения при комнатной и повышенной температурах (табл. 3), однако механизм изнашивания материала покрытия в условиях трения при $t = 500$ °С различается [12].

При высокой температуре коэффициент трения и износ покрытий также различаются существенно, но в случае покрытия с никелем повышенный износ и измененная морфология поверхностей пятна изнашивания покрытия и контртела после высокотемпературных испытаний [12] указывают на то, что в этих условиях меняется ме-

Таблица 3. Трибологические характеристики покрытий Ti–Al–Mo–N и Ti–Al–Mo–Ni–N

Покрытие	Коэффициент трения		Износ, $10^{-6} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$	
	20 °С	500 °С	20 °С	500 °С
Ti–Al–Mo–N	0,63	0,42	2,65	5,18
Ti–Al–Mo–Ni–N	0,65	0,45	2,50	7,23

ханизм изнашивания. В дорожке трения покрытия Ti—Al—Mo—Ni—N и на поверхности контртела появляются следы царапания и выкрашивания, что является характерным признаком абразивного изнашивания. Однако при этом не происходит значительного износа покрытия Ti—Al—Mo—Ni—N, чему способствуют его повышенные твердость и трещиностойкость. В свою очередь, износ контртела при трении в этих условиях значительно возрастает.

Ранее при исследовании износа рассматриваемых покрытий было сделано предположение об образовании при нагреве в зоне трения никельсодержащих твердых оксидных фаз, действующих в роли абразивных частиц. Для проверки явлений,

имеющих место при нагреве, были проведены испытания по отжигу покрытий на воздухе с термогравиметрическим и последующим фазовым анализами покрытия.

Кривые, демонстрирующие изменение массы образца с покрытием во время отжига на воздухе (рис. 6), и результаты элементного анализа поверхности окисленных образцов методом рентгенофазового анализа доказывают, что введение Ni в покрытие Ti—Al—Mo—N приводит к повышению его жаростойкости. Так, покрытие без никеля демонстрировало заметный и постоянный прирост массы с появлением продуктов окисления (оксида WO_3 , рис. 7) материала подложки уже при $t = 700^\circ\text{C}$, в то время как покрытие с Ni успешно защищало

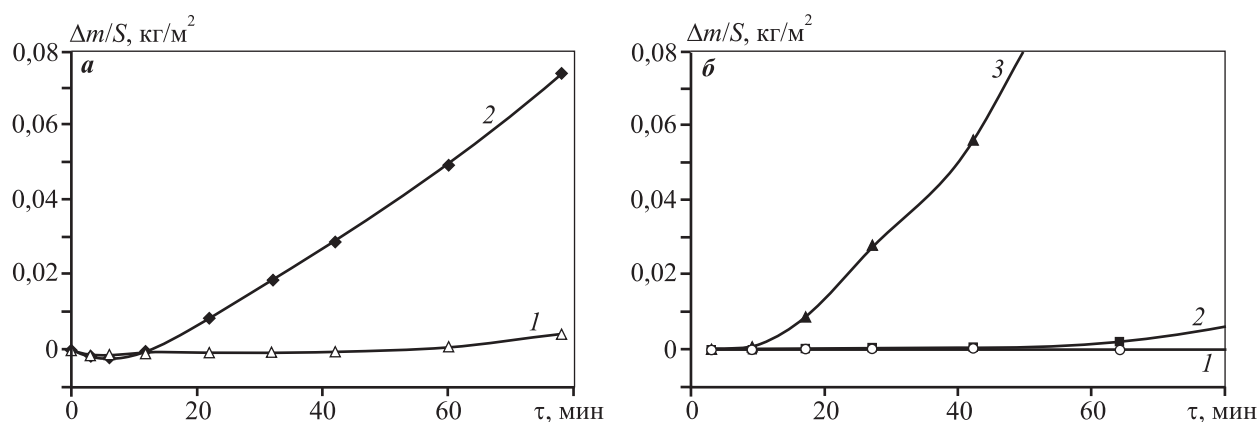


Рис. 6. Термогравиметрические кривые окисления на воздухе образцов покрытий Ti—Al—Mo—N (а) и Ti—Al—Mo—Ni—N (б)
 $t, ^\circ\text{C}$: 600 (1), 700 (2), 800 (3)

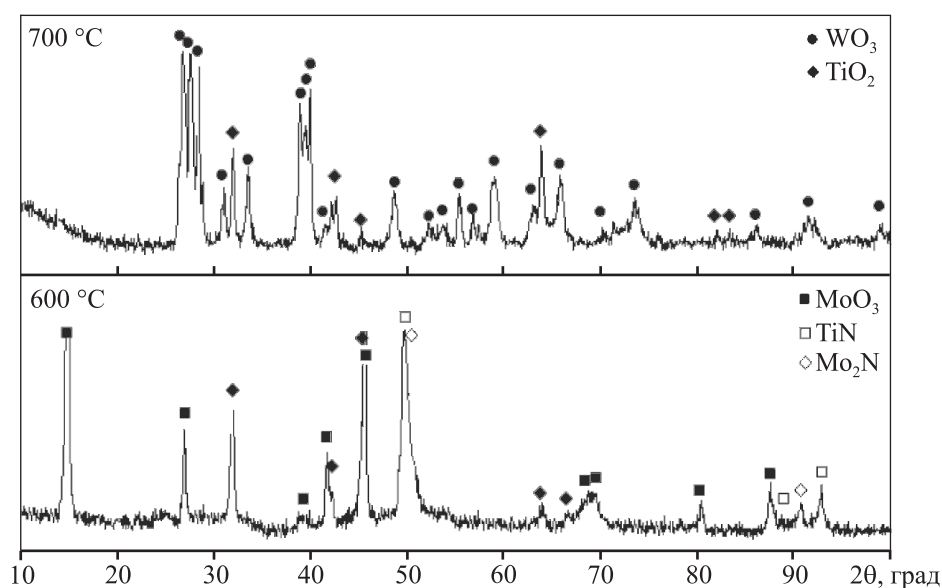


Рис. 7. Рентгеновские дифрактограммы покрытия Ti—Al—Mo—N после окисления

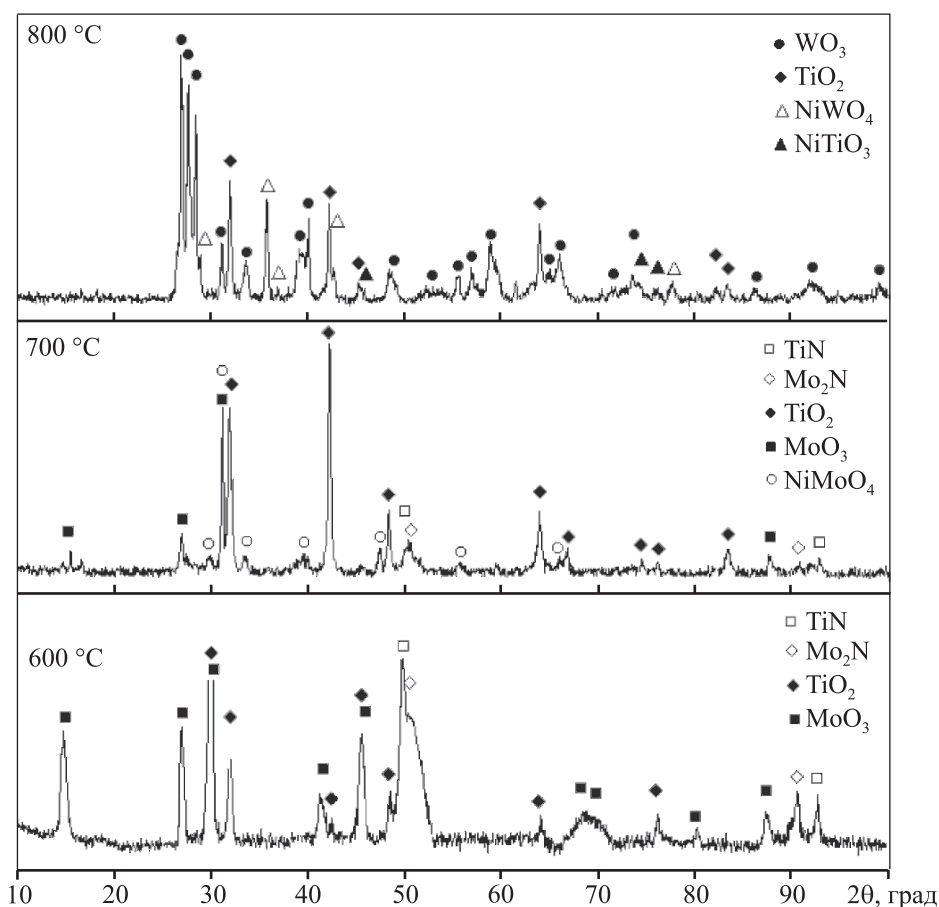


Рис. 8. Рентгеновские дифрактограммы покрытия Ti—Al—Mo—Ni—N после окисления

подложку от окисления и при более высоких температурах. Покрытие Ti—Al—Mo—Ni—N не демонстрировало прироста массы в течение первого часа отжига при $t = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, затем отмечался незначительный прирост, однако покрытие не окислялось до подложки. Признаки его полного окисления и вскрытия подложки наблюдались только после отжига при $t = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 8), при этом отжиг сопровождался значительным увеличением массы образца с покрытием.

Повышение жаростойкости покрытия, содержащего никель, может быть связано с образованием сложных оксидов NiMoO_4 , NiTiO_3 и NiWO_4 , которые, по мнению ряда авторов [24], обладают защитными свойствами. Однако эти же оксиды, по известным данным, являются хрупкими в условиях механического воздействия и термоциклирования. Таким образом, образуясь при высокотемпературном трении на поверхности покрытия Ti—Al—Mo—Ni—N, они разрушаются и выступают в качестве абразивных частиц в зоне трения, повышая значение износа покрытия и меняя характер разрушения на абразивное истирание.

Заключение

Показано, что введение малых количеств никеля в состав слоистых агс-PVD покрытий Ti—Al—Mo—N приводит к заметному снижению периода модуляции и среднего размера зерна (с 35 до 12 нм) покрытия за счет ограничения роста зародышей TiN. Результатом этого стало повышение твердости покрытия (до 45 ГПа) и, одновременно, его трещиностойкости.

Образование прослойки из пластичного металла, располагающейся по границам зерен, привело к существенному уменьшению уровня макронапряжений (с $-2,25$ до $-0,58$ ГПа) в материале покрытия, что не оказало значительного влияния на его адгезионную прочность и характер разрушения. Рост твердости при снижающемся уровне макронапряжений указывает на то, что в данном случае фактором, определяющим физико-механические характеристики покрытия, является не макронапряженное состояние, а измельчение зеренной структуры материала покрытия.

Добавка никеля положительно повлияла на

жаростойкость покрытия. Оно успешно защищает материал подложки от окисления при температурах до 700 °С, что может быть связано с вероятностью образования Ni-содержащих оксидов на поверхности. Однако наличие этих оксидов, их разрушение и действие в качестве абразивных частиц могут быть причиной изменения механизма изнашивания при трении в условиях высоких температур.

В силу полученного комплекса функциональных характеристик данные покрытия являются перспективными для практического использования на обрабатывающих инструментах и парах трения, работающих в нестационарных условиях, когда возможны различные виды воздействия на поверхность — трение скольжения, абразивное истирание, ударные нагрузки. Примером такого применения является режущий инструмент, используемый для непрерывного и прерывистого резания. В последнем случае возникают знакопеременные нагрузки, ведущие к растрескиванию материала. Образующаяся при различных видах резания стружка может выступать в качестве абразивного материала, меняя характер изнашивания на абразивное. Стойкость материала покрытия к этим видам воздействия приведет к увеличению стойкости инструмента.

Исследования проведены при финансовой поддержке
Российского научного фонда (проект № 19-19-00555).

В работе было использовано оборудование
ЦКП «Материаловедение и металлургия» НИТУ «МИСиС».

Литература/References

1. Аникин В.Н., Блинков И.В., Волхонский А.О., Соболев Н.А., Крадохвил Р.В., Фролов А.Е., Царева С.Г. Ионно-плазменные покрытия Ti—Al—N на режущем твердосплавном инструменте, работающем в условиях постоянных и знакопеременных нагрузок. *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия*. 2009. No. 1. С. 44—52.
Anikin V.N., Blinkov I.V., Volkhonskii A.O., Sobolev N.A., Kratochvil R.V., Frolov A.E., Tsareva S.G. Ion-plasma Ti—Al—N coatings on a cutting hard-alloy tool operating under conditions of constant and alternating-sign loads. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2009. Vol. 50. No. 4. P. 424—431.
2. Tian B., Yue W., Fu Z., Gu Y., Wang C., Liu J. Surface properties of mo-implanted PVD TiN coatings using MEVVA source. *Appl. Surf. Sci.* 2013. Vol. 280. P. 482—488.
3. Tomaszewski L., Gulbinski W., Urbanowicz A., Suszko T., Lewandowski A., Gulbinski W. TiAlN based wear resistant coatings modified by molybdenum addition. *Vacuum*. 2015. Vol. 121. P. 223—229.
4. Yang K., Xian G., Zhao H., Fan H., Wang J., Wang H., Du H. Effect of Mo content on the structure and mechanical properties of TiAlMoN films deposited on WC—Co cemented carbide substrate by magnetron sputtering. *Int. J. Refract. Met. Hard. Mater.* 2015. Vol. 52. P. 29—35.
5. Sergevnin V.S., Blinkov I.V., Volkhonskii A.O., Belov D.S., Kuznetsov D.V., Gorshenkov M.V., Skryleva E.A. Wear behaviour of wear-resistant adaptive nano-multilayered Ti—Al—Mo—N coatings. *Appl. Surf. Sci.* 2016. Vol. 388. P. 13—23.
6. Sergevnin V.S., Blinkov I.V., Belov D.S., Smirnov N.I., Volkhonskii A.O., Kuptsov K.A. Wear and erosion of arc-PVD multilayer Ti—Al—Mo—N coatings under various conditions of friction and loading. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2018. Vol. 98. P. 593—601.
7. Akbari A., Riviere J.P., Templier C., Bourhis E.L. Structural and mechanical properties of IBA deposited nano-composite Ti—Ni—N coatings. *Surf. Coat. Technol.* 2006. Vol. 200. P. 6298—6302.
8. Akbari A., Templier C., Beaufort M. Ion beam assisted deposition of TiN—Ni-nanocomposite coatings. *Surf. Coat. Technol.* 2011. Vol. 206. P. 972—975.
9. Kumar M., Mishra S., Mitra R. Effect of Ar: N₂ ratio on structure and properties of Ni—TiN nanocomposite thin films processed by reactive RF/DC magnetron sputtering. *Surf. Coat. Technol.* 2013. Vol. 228. P. 100—114.
10. Pagon A.M., Doyle E.D., McCulloch D.G. The microstructure and mechanical properties of TiN—Ni in nanocomposite thin films. *Surf. Coat. Technol.* 2013. Vol. 235. P. 394—400.
11. Belov D.S., Blinkov I.V., Volkhonskii A.O. The effect of Cu and Ni on the nanostructure and properties of arc-PVD coatings based on titanium nitride. *Surf. Coat. Technol.* 2014. Vol. 260. P. 186—197.
12. Sergevnin V.S., Blinkov I.V., Volkhonskii A.O., Belov D.S., Chernogor A.V. Structure formation of adaptive arc-PVD Ti—Al—Mo—N and Ti—Al—Mo—Ni—N coatings and their wear-resistance under various friction conditions. *Surf. Coat. Technol.* 2019. Vol. 376. P. 38—43. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.09.068>.
13. Valvoda V., Kuzel R.Jr, Cerny R., Rafaja D., Musil J., Kadlec C., Perry A.J. Structural analysis of tin films by Seemann-Bohlin X-ray diffraction. *Thin Solid Films*. 1990. Vol. 193—194. P. 401—408.
14. Nezu A., Matsuzaka H., Yokoyama R. A current perspective of the state-of-the-art in stress analysis. *Rigaku J.* 2014. Vol. 30. Iss. 2. P. 4—12.

15. Perry A.J. X-ray residual stress measurement in TiN, ZrN and HfN films using the Seemann-Bohlin method. *Thin Solid Films*. 1992. Vol. 214. P. 169—174.
16. Zhou Y., Asaki R., Soe W.-H., Yamamoto R., Chen R., Iwabuchi A. Hardness anomaly, plastic deformation work and fretting wear properties of polycrystalline TiN/CrN multilayers. *Wear*. 1999. Vol. 236. P. 159—164.
17. Oliver W.C., Pharr G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *J. Mater. Res.* 1992. Vol. 7. P. 1564—1583.
18. ISO/FDIS14577-1. Metallic materials — Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. 2002.
19. Mathia T.G., Lamy B. Sclerometric characterization of nearly brittle materials. *Wear*. 1986. Vol. 108. P. 385—399.
20. Leyland A., Matthews A. On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behavior. *Wear*. 2000. Vol. 246. P. 1—11.
21. Lawn B.R., Wilshaw T.R. Indentation fracture: principles and applications. *J. Mater. Sci.* 1975. Vol. 10. P. 1049—1081.
22. Evans A.G., Wilshaw T.R. Quasi-static solid particle damage in brittle solids. I. Observations analysis and implications. *Acta Met.* 1976. Vol. 24. P. 939—956.
23. Tsui T.Y., Pharr G.M., Oliver W.C., Bhatia C.S., White R.L., Anders S., Anders A., Brown I.G. Nanoindentation and nano-scratching of hard carbon coatings for magnetic disks. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 1995. Vol. 383. P. 447—452.
24. Андреева В.В., Казарин В.И. Новые конструкционные химически стойкие металлические материалы. М.: Госхимиздат, 1961.
- Andreeva V.V., Kazarin V.I. New construction chemically resistant metallic materials. Moscow: Goskhimizdat, 1961 (In Russ.).