

## НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ РАБОЧИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ

В.М. Береснев, В.Т. Толок, В.И. Гриценко

*Научный физико-технологический центр МОН и НАН Украины (Харьков)  
Украина*

Поступила в редакцию 22.03.2004

В работе установлено, что главное функциональное свойство покрытие – его адгезионная активность по отношению к обрабатываемому материалу. На основе конфигурационной модели вещества (КМВ) показано, что для повышения таких свойств TiN, ZrN, как адгезионная инертность, эти соединения целесообразно легировать небольшим количеством металла, имеющих большой статический вес атомов со стабильной конфигурацией (СВАСК)  $sp$  и  $d$ -конфигураций. Показано, что легирование TiN  $d$ -металлом (Nb) с большим, чем у титана количеством электронов  $d$ -уровне оказывает существенное влияние на адгезионную активность покрытия

### ВВЕДЕНИЕ

В процессе эксплуатации поверхностные слои триботехнических систем подвергаются усталостному, коррозионному, тепловому, адгезионному воздействию, при этом важную роль играют структура и физико-механический комплекс свойств тонкого приповерхностного слоя материала, от которых существенно зависит характер формирующих при трении динамических структур, кинетика изнашивания [1 – 3].

Регулирование процессов физикохимии контактных взаимодействий, а также получение с заданными характеристиками поверхностной прочности могут широко осуществляться с помощью упрочняющей технологии. Одним из перспективных методов поверхностной обработки материалов, обеспечивающих получение заданного комплекса характеристик поверхностной прочности, является нанесение покрытий на рабочие поверхности.

Хорошо известно, что нанесение покрытий на основе нитридов и карбидов тугоплавких соединений, довольно широко используются для снижения интенсивности износа режущего инструмента [4 – 5] и узлов трения деталей машин [6 – 7]. Работоспособность режущего инструмента и узлов трения зависит от многих факторов, но, прежде всего, определяется сопротивляемостью контактных площадок изнашиванию и разрушению, которые происходят в результате контактных взаимодействия поверхностей трения.

Проведенные исследования [4 – 5] свидетельствуют, о том, что покрытие замедляет развитие очагов износа передней и задней поверхностей режущих инструментов. Изнашивание контактных поверхностей происходит непрерывно и обусловлено несколькими механизмами – абразивным, адгезионно-усталостным адсорбционным и диффузионным. В зависимости от усло-

вий взаимодействия может превалировать один из указанных механизмов, который и определяет работоспособность инструмента. Механизмы изнашивания и работоспособность режущих инструментов из быстрорежущих сталей и твердых сплавов различны.

Повышения работоспособности инструмента из быстрорежущей стали с износостойкими покрытиями, определяется изменением условий в зоне контакта резец-стружка, а именно, уменьшением мощность теплового потока в резец и, в конечном итоге, – температуры рабочих поверхностей инструмента. Покрытие замедляет рекристаллизационные процессы в быстрорежущей стали и тем самым снижает преждевременное разупрочнение стали. Регулирование температуры на рабочих поверхностях осуществляется за счет нанесения износостойкого покрытия, которое обладает низкой адгезионной активностью по отношению к обрабатываемому материалу и оказывает существенное влияние на эффективность работы режущего инструмента [8 – 9].

Исследование работоспособности инструментов из твердых сплавов с покрытиями [10, 11] показывает, что основным функциональным свойством износостойкого покрытия является его способность препятствовать диффузионному износу, которая определяется характером электронной структуры покрытия.

Согласно конфигурационной модели вещества (КМВ) [12], все свойства твердого тела (твердость, температура плавления, адгезионная активность, диффузионная активность и т.д.) зависят от СВАСК  $sp$  и  $d$ -конфигураций вещества. и поэтому между отдельными свойствами твердого тела как правило имеется корреляция. Такая корреляция должна быть между диффузионной активностью покрытия и адгезионной активностью по отношению к обрабатываемому мате-

риалу. Поэтому вместо оценки качества покрытия по его диффузионной активности, которая методически весьма затруднительна, представляется целесообразным оценивать качество покрытия по его адгезионной активности.

Проведенный нами анализ научных публикаций, также наши исследования свидетельствуют, что карбиды, нитриды и карбонитриды *d*-переходных металлов IV и VI групп периодической системы элементов принадлежат к числу соединений, обладающих высоким статистическим весом стабильных *sp*<sup>1</sup> и *d* электронных конфигураций атомов (СВАСК), что обуславливает уникальный комплекс свойств, свойственный этим соединениям [12]. Высокая твердость, высокая теплостойкость, низкая схватываемость при трении с металлами, высокая температура плавления и ряд свойств, характерных скорее для металлов, чем для соединений – достаточно высокий уровень теплопроводности и электропроводности, определенный запас пластичности (или вернее – умеренная хрупкость), – вот те свойства благодаря которым указанный класс соединений нашел широкое применение в технике.

Наибольший интерес представляют покрытия на основе соединений титана, циркония, поскольку они являются самыми дешевыми и доступными из всех тугоплавких переходных металлов. Кроме того, соединения титана, циркония с углеродом и азотом обладают наиболее сильными связями *sp*<sup>1</sup>, статический вес которых весьма высокий, что в совокупности определяет наиболее высокий уровень твердости карбидов, карбонитридов и нитридов этого металла по сравнению с аналогичными соединениями других переходных металлов IV – VI групп.

Однако общие соображения, вытекающие из анализа современного уровня научных публикаций в области трения и износа [13 – 14], а также известный эффект существенного повышения износостойкости режущих инструментов за счет покрытий из этих веществ, позволяет возможным использование их на поверхности трения деталей машин и механизмов, для повышения работоспособности узлов трения.

Однако, использования одного из тугоплавких соединений (нитридов, карбидов) в качестве покрытий не всегда может удовлетворять основным требованием, предъявляемым к покрытиям для пар трения и поэтому все большее применение, находят многокомпонентные и многослойные покрытия с переменным химическим составом [15 – 16].

Проведенный анализ соотношения СВАСК *sp*<sup>1</sup> и *d* при комнатной температуре в соедине-

ниях *d*-переходных металлов IV показывает, что различие в СВАСК *d* у них весьма незначительно, (табл. 1) в отличие от изменения СВАСК при переходе от металла IV группы к металлу VI группы в пределах одного периода. Это обстоятельство позволило предположить, что для повышения таких свойств TiN, ZrN, как адгезионная и диффузионная инертность при высоких температурах, эти соединения целесообразно легировать небольшим количеством металлов, имеющих как большой СВАСК так и большую стабильность при высоких температурах, причем последнее условие, очевидно, является наиболее важным.

Таблица 1

Содержание СВАСК *d*-конфигураций у переходных металлов VI – VI групп

IV – группа	V – группа	VI – группа
Ti – 43%	V – 63%	Cr – 73%
Zr – 52%	Nb – 76%	Mo – 84%
Hf – 55%	Ta – 81%	W – 96%

Увеличение СВАСК *d*-конфигураций соединения TiN, ZrN за счет легирования должно быть с одной стороны слабым, что существенно не снизит роль *sp*<sup>1</sup>-конфигураций, а с другой стороны – достаточным, чтобы с увеличением температуры новые *d*-конфигурации могли компенсировать уменьшение СВАСК и стабильность *sp*<sup>1</sup>-конфигураций.

Таким образом, уже это рассмотрение предполагает наличие некоторой оптимальной концентрации легирующего элемента в соединении TiN, ZrN. Ясно также, что для получения одинакового эффекта в изменении свойств TiN, ZrN при высоких температурах, эффективнее использовать металлы более тяжелые (из других периодов) – Hf, Nb, Mo, Ta, W, Cr при этом, чем больше СВАСК *d* обладает этот металл при комнатной температуре, тем в меньшем количестве требуется его введение в состав TiN, ZrN.

Решение этой проблемы возможно лишь на основе изучения поверхностного (адгезионного) взаимодействия рабочих поверхностей контактирующих материалов и полученные при этом экспериментальные результаты могут дать полную информация о природе трения и изнашивания поверхностных слоев.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На установке ННВ-6,6И4 вакуумно-дуговым методом, путем одно временного распыления двух материалов титана и ниобия в среде реакционного газа – азота наносились покрытия Ti-Nb-N

на образцы из стали Р6М5 (HRC 62). Определение содержания ниобия в покрытии Ti-Al-N осуществлялось на рентгеновском микроанализаторе MAP-2 с абсолютной погрешностью 0,1 % (мас.). Качественный фазовый анализ проводился только на покрытиях с концентрацией ниобия: 4,4 %, 9,4 %, 19,3 %, и 76,0 % по массе. Анализ проводился на установке ДРОН-2 в излучении  $\lambda$ -Co. С помощью самописца регистрировались кривые дифракционного распределения интенсивности в интервале углов  $2\theta$  от  $0^\circ$  до  $160^\circ$ .

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЯ

Анализируя фазовый состав покрытий и содержание отдельных элементов в основной фазе покрытия, необходимо иметь в виду, что как TiN, так и NbN – являются фазами внедрения, имеющими одинаковый тип кристаллической решетки (NaCl). Значения периода решетки этих фаз: нитрид титана ( $a = 0,4224$  нм.), нитрид ниобия ( $a = 0,4392$  нм) [5]. Несмотря на одинаковый размер атомного радиуса металлических титана и ниобия ( $r = 0,147$  нм.) [17], период решетки нитрида титана меньше периода решетки нитрида ниобия, что свидетельствует о большом эффективном радиусе иона ниобия в фазе внедрения. Конфигурационная модель вещества (КМВ) [12] объясняет это большой степенью локализации валентных электронов атомов титана в соединении в связи с более высоким СВАСК  $sp_i$ -конфигурации – потому растворение ниобия в нитриде титана (замещения атомами ниобия какого-то количества атомов титана) вызывает увеличение межплоскостных расстояний и периода решетки (уменьшение СВАСК  $sp_i$ -конфигурации), а растворение титана в нитриде ниобия, напротив, приводит к уменьшению этих параметров (повышение СВАСК  $sp_i$ -конфигурации). Дифрактометрические в исследуемых покрытиях выявляются лишь основные фазы: в покрытии с 4,4 % ÷ 19,3 % – твердый раствор ниобия в нитриде титана, в покрытии с 76 % – твердый раствор титана в ниобии.

Следует отметить, что твердый раствор ниобия в нитриде титана в покрытиях с содержанием ниобия 4,4 % ÷ 19,3 % не являются однородным. Наблюдается его расслоение на два состава с большим и меньшим содержанием ниобия. Фазовый состав указанных покрытий качественно одинаково, однако, в покрытиях с содержанием ниобия 9,4% и выше большее смещение дифракционных линий фазы свидетельствует о большем содержании ниобия в этой фазе.

Покрытия, полученное 76% по массе ниобия, состоит, в основном, из нитрида ниобия, однако некоторое смещение линий на больших углах, свидетельствует об уменьшение межплоскостных расстояний по сравнению с табличными, позволяет говорить об образовании твердого раствора титана в нитриде ниобия.

Методом рентгеноструктурного анализа с учетом макронапряжений нами был определен период решетки основной фазы покрытия, содержащего 4,4 % (мас.) ниобия. Съемка проводилась на дифрактометре ДРОН-2 в излучении кобальтового анода. Для определения периода решетки фазы нитрида титана точечным методом регистрировался профиль дифракционной линии (420). Для устранения влияния остаточных макронапряжений на значения определенного периода решетки, кроме перпендикулярной съемки под углом  $\psi = 0$ , проводились наклонные съемки под углами  $\psi = +35^\circ; +40^\circ; +45^\circ; +50^\circ; -45^\circ; -40^\circ; -35^\circ$ . Определенный таким образом период решетки составляет ( $a = 0,4251$  нм.), что несколько больше нитрида титана ( $a = 0,4224$  нм), что несколько больше периода решетки нитрида титана и свидетельствует о наличие твердого раствора ниобия в этой фазе.

На рис. 1 приведены экспериментальные кривые зависимости силы трения  $F$  от концентрации ниобия.

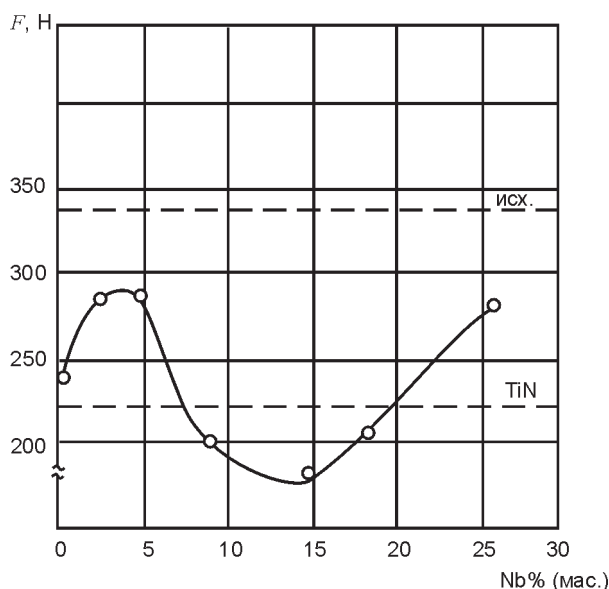


Рис. 1. Зависимость силы трения  $F$  от концентрации ниобия.

Покрытия Ti-Nb-N были нанесены на неперебиваемые твердосплавные пластины ВК8, которые затем были испытаны при кратковременном точении стали 45, ( $S = 0,25$  мм/об,  $t = 0,5$  мм,  $V = 181$  м/мин). В процессе кратко-

временного точения режущие пластины не успевают изнашиваться, что позволяет при определении  $F$  на передней поверхности не учитывать реакций на задней поверхности, которые с увеличением степени затупления инструмента растут. Испытания показали слабую чувствительность усадки стружки Кл и длины контакта стружки с передней поверхностью  $ln$  к содержанию ниобия в покрытии, вместе с тем сила трения  $F$  закономерно реагирует на изменение состава покрытия. Считая что скорость резания главным образом проявляется в изменении температуры контакта на передней поверхности, максимумы и минимумы на кривых зависимости силы трения  $F$  от содержания Nb в покрытии смещаются в область более низких концентрации ниобия, при этом минимум становится более выраженным и соответствует более широкому интервалу концентраций ниобия. Важно еще и то, минимальный уровень  $F$  с увеличением температуры снижается и становится ниже уровня  $F$ , соответствующего покрытию TiN, которое не содержит Nb. Поэтому, для дальнейшего анализа представляется целесообразным в качестве меры адгезионного взаимодействия покрытия – обрабатываемый материал использовать величину  $F$ , которая является силой трения на передней поверхности.

Форму кривых можно объяснить также схемой, представленной на рис. 2, рис. 3. На этой схеме (рис. 2) качественно представлена относительное положение зависимостей адгезионной активности  $f_{адг}$  соединения Ti-Nb-N от температуры, причем кривые I, II, III, IV, V соответствует увеличению содержания ниобия в покрытии (а значит и СВАСК  $d$ - конфигураций).

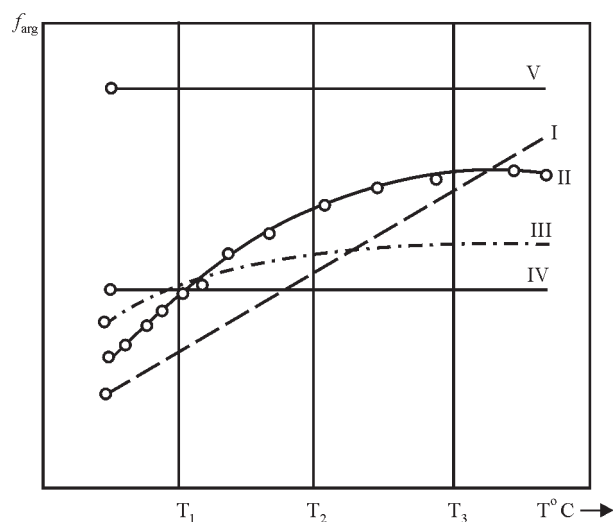


Рис.2. Схема зависимости адгезионной активности от температуры.

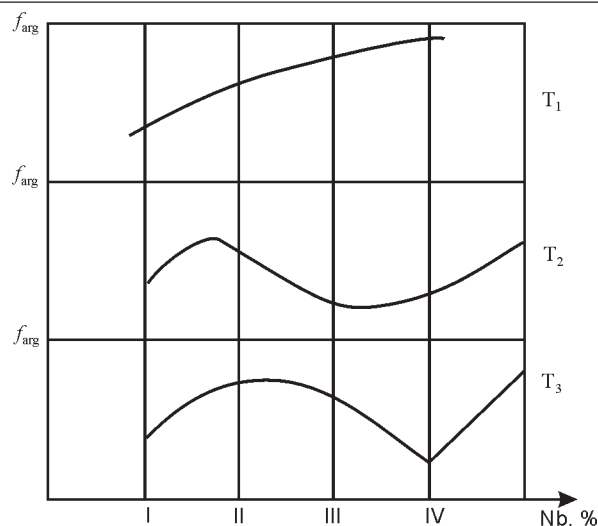


Рис.3. Схема зависимости адгезионной активности от содержания ниобия в покрытии при разных температурах.

Увеличение СВАСК  $d$ -конфигураций должно сопровождаться, при легировании, соответствующим уменьшением СВАСК  $sp_i$ -конфигураций. Поэтому, при низких температурах, где роль  $sp_i$  велика,  $f_{адг}$  будет увеличиваться с увеличением содержания Nb, однако, интенсивность увеличения  $f_{адг}$  с повышением температуры должно быть тем меньше, чем больше в соединении будет СВАСК  $d$ , а, следовательно, и количество ниобия. Это обстоятельство обуславливает различный наклон кривых и их пересечение в области высоких температур.

Исходя из схемы (см. рис. 1) можно получить форму кривых зависимостей  $f_{адг}$  от содержания ниобия в покрытии при разных температурах:  $T_1, T_2, T_3$  (рис. 3), для чего на схеме сделаны соответствующие сечения. Как мы видим, форма кривых существенно зависит от температуры. При низких температурах  $f_{адг}$  монотонно увеличивается с увеличением содержания ниобия, при более высоких температурах на кривых наблюдается максимум и минимум, причем с повышением температуры минимум становится более выраженным, и его положение относительно оси абсцисс может изменяться.

Так как режим резания является весьма напряженным (температура по нашей оценке на передней поверхности  $800^\circ - 900^\circ$ ) то полученный результат укладываются в рамках основных положений КМВ, и подчеркивает справедливость основного тезиса положенного в основу разработок покрытий, что введения ниобия в покрытие TiN удастся изменять высокотемпературную стабильность  $d$ -конфигураций (за счет изменения средней концентрации электронов  $d$ -уровне металлического атома). Оценка данных зависимос-

тей показывают, что не монотонности экспериментальных кривых (максимумы и минимумы) оказываются смещенными относительно теоретической кривой в область более малых концентраций ниобия. Полученный экспериментальный результат, также как и “деформацию” кривых  $F = F(CNb)$  при увеличении температуры необходимо иметь ввиду при развитии теории адгезионного взаимодействия твердых тел.

На рис. 4 приведены результаты промышленных испытаний покрытий Ti-Nb-N нанесенных на неперетачиваемые твердосплавные пластины ВК-6.

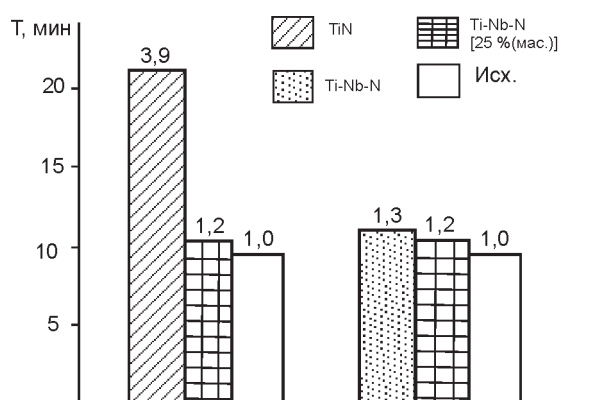


Рис. 4. Зависимость периода стойкости от концентрации ниобия в покрытии TiN при фиксированной скорости, подачи и глубины резания в процессе обработки стали 1X18H10T ( $V = 187$  м/мин.,  $t = 1,0$  мм,  $s = 0,2$  мм/об.).

При разработке покрытий, как уже отмечалось, необходимо заботиться не только о низкой адгезионной активности (схватываемости) покрытий с контртелом при трении, не только о теплопроводности и коэффициенте термического расширения, но и о том, чтобы покрытия хорошо держались на подложке во время работы.

На первый план при решении этой задачи выступает не износостойкость покрытий, а их адгезионная прочность. Адгезионная прочность во многом определяется схватываемостью покрытий с подложкой. Вместе с тем большое значение имеют также внутренние напряжения, возникающие в покрытии, которые при прочих одинаковых условиях определяют уровень адгезионной прочности. Именно с макронапряжениями связано то, что при увеличении толщины покрытий они удерживаются на подложке. Большое влияние на уровень и знак макронапряжений оказывает различие в коэффициентах линейного расширения покрытия и подложки. На долговечность покрытия, будет также оказывать влияние и степень его хрупкости: так как, если покрытие очень хрупкое, то оно будет скалыва-

ться. Хрупкость же покрытия, как и его схватываемость определяется, прежде всего, электронным строением вещества покрытия. Поэтому при разработке сложных многокомпонентных покрытий должны быть учтены отмеченные факторы. На рис. 5 приведена структура многослойного покрытия TiN ( $\delta = 0,5$  мкм) + Ti (Nb)N ( $\delta = 0,5$  мкм) + TiN ( $\delta = 0,5$  мкм) + Ti (Nb)N ( $\delta = 0,5$  мкм) + и.т.д. + Ti-Nb-N ( $\delta = 1,0$  мкм). Толщина покрытия составила 5 – 7 мкм.

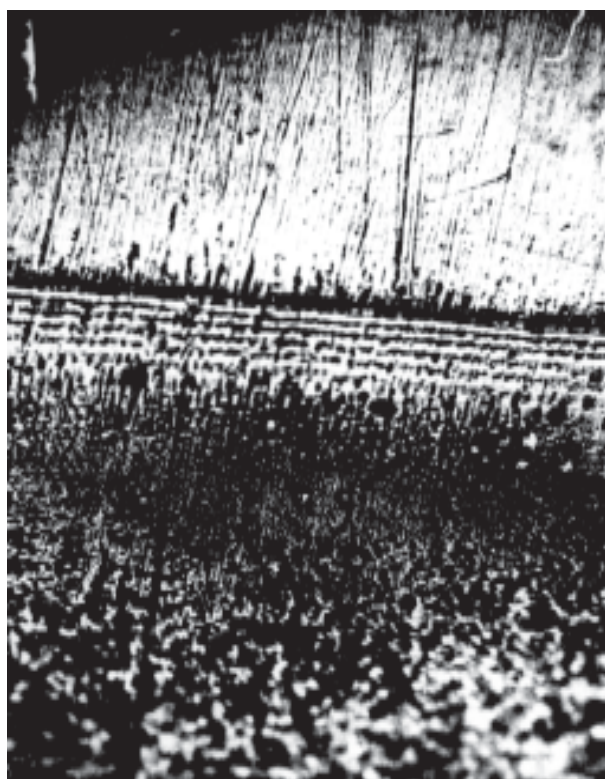


Рис. 5. Структура многослойного покрытия Ti-Nb-N ( $P = 0,2$  Па,  $U_{cm} = 200$  В,  $V_{Ti} = 0,5$  мкм/мин,  $V_{Nb} = 0,1$  мкм/мин).

Покрытия наносились на образцы ( $10 \times 10 \times 10$  мм) из стали 38X2M10A (азотированная). Контртелом служили цилиндрические образцы термообработанной на высокую твердость (HRC 59-63) стали X12M. Испытания на трение и износ проводили в среде масла M14B2 на машине трения МИ-1М по схеме плоскость – цилиндр, при скорости скольжения 1,0 м/с, температуре 60° С. Трение осуществляли при ступенчато возрастающей нагрузке. Эффективность многослойных покрытий Ti-Nb-N как хорошего износостойкого материала можно проиллюстрировать по сравнению с износостойкостью покрытий TiN, NbN (рис. 6).

Результаты испытаний свидетельствуют о перспективности использования многослойных покрытий Ti-Nb-N для повышения износостойкости поверхностей трения деталей, работающих в условиях близких к изученным.

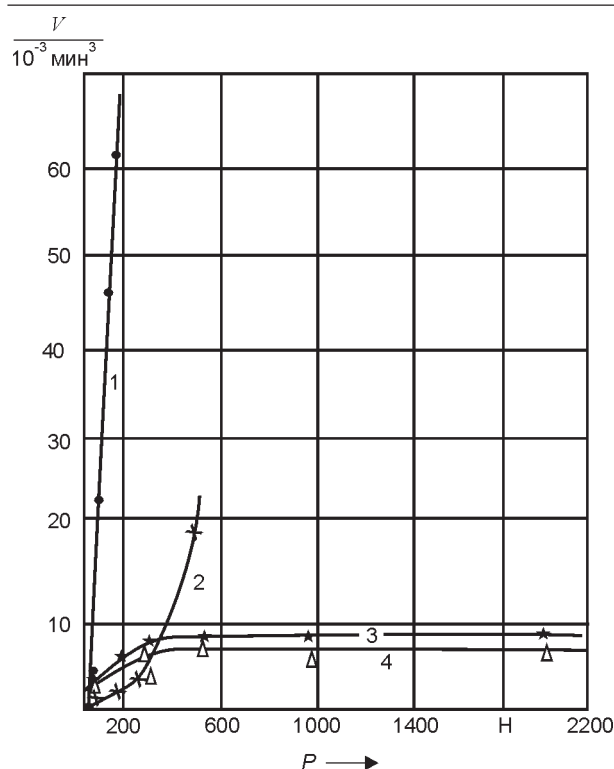


Рис. 6. Зависимость объемного износа от нагрузке при 4-часовых износных испытаниях стали X12M в паре с покрытиями: 1 – NbN, 2 – TiN, 3 – многослойное покрытие Ti-Nb-N ( $\delta = 6$  мкм), 4 – многослойное покрытие Ti-Nb-N ( $\delta = 8$  мкм).

Выявленные закономерности изнашивания позволяют создавать такую конструкцию покрытий, которая обладает высокой энергетически устойчивой структурой и обеспечивает при этом высокое сопротивление, как механическим нагрузкам, так и высоким температурам.

## ВЫВОДЫ

1. Установлено, что главным функциональным свойством износостойких покрытий на основе тугоплавких соединений является адгезионная активность по отношению к обрабатываемому материалу.
2. Показано, что для снижения адгезионной активности покрытий TiN при высоких температурах контакта необходимо обеспечить увеличение СВАСК  $d$ -конфигураций за счет легирования покрытий Ti  $d$ -переходными металлами V – VI группы, обладающих более высокими по сравнению с Ti главными квантовыми числами.
3. Испытания режущих пластин марки ВК-6 с покрытием Ti-N легированных ниобием показали, что концентрация ниобия больше 19% (мас.) соответствует большой адгезионной активности, а концентрация ниобия от 8 до 19% низкой адгезионной активности, при этом стойкость увеличилась в 3,9 раза.

4. Результаты испытаний многослойных покрытий на основе Ti-Nb-N на трение и износ показали, что предложенная конструкция покрытий характеризуется наименьшим износом, высокой износостойкостью, а также адгезионной инертностью по отношению к контртелу.

## ЛИТЕРАТУРЫ

1. Алексеев Н.М. Новое о структурных особенностях изнашивания твердых тел// Трение и износ. – 1989. – Т. 10, № 2. – С. 197-205..
2. Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В. Структурные уровни деформации твердых тел.– Новосибирск: Наука, 1985. – 229 с.
3. Рапопорт Л.С. Уровни пластической деформации поверхностных слоев и их связь с процессом изнашивания//Трения и износ.–1989.– Т. 10, № 5. – С. 786 – 792.
4. Мацевитый В.М. Покрытия для режущего инструмента//Харьков: Вища школа, 1987. – 127 с.
5. Верещака А.С., Третьяков И.П. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями.– М: Машиностроение, 1986. – 190 с.
6. Белый А.В., Карпенко Г.Д., Мышкин Н.К. Структура и методы формирования износостойких поверхностных слоев. – М.: Машиностроение, 1991. – 208 с.
7. Власов В.М. Работоспособность упрочненных трущихся поверхностей.– М.: Машиностроение, 1987. – 304с.
8. Мацевитый В.М, Казак И.Б., Романова Л.М. Влияние износостойкого покрытия на условия фрикционного контакта стружки с передней поверхностью инструмента// Трение и износ. – 1985. –Т. 6, № 2. – С. 333 - 338.
9. Мацевитый В.М., Удовенко Е.С., Береснев В.М. и др. Влияние износостойких покрытий на контактное взаимодействие режущих инструментов с обрабатываемым материалом//Физика износостойкости поверхности металлов. – 1988. – С. 201 - 205.
10. Кабалдин Ю.Г. Структурно-энергетический подход к процессам трения, изнашивания и смазки при резании // Трени и износ. – 1989. – Т. 10, № 2. – С. 801 - 808.
11. Сальников А.С. Износостойкость нитридных пленок // МиТом .– 1993. – .№ 5. – С. 2 - 5.
12. Самсонов Г.В., Прядко И.Ф., Прядко Л.Ф. Конфигурационная модель вещества. – К.: Наукова думка, 1971.– 229 с.
13. Физические основы мезомеханики пластической деформации и разрушения твердых тел//Новосибирск: Наука. – 2000. – С. 265 - 275
14. Мацевитый В.М., Казак И.Б., Спольник А.И. и др. Некоторые аспекты адгезионного взаимодействия твердых тел// Доп. НАНУ. – 2003. – № 9. – С. 99 - 105.
15. Береснев В.М., Федоренко А.И., Гриценко В.И. и др. Исследование фрикционных свойств компо-

зиционных покрытий, полученных вакуумно-дуговым методом //Физическая инженерия поверхности. – 2003. – Т. 1, № 2. – С. 180-183.

16. Береснев В.М., Толлок В.Т., Гриценко В.И. Покрытия на основе тугоплавких соединений, осаждаемых из потоков металлической плазмы ваку-

умной дуги//Физическая инженерия поверхности. – 2003. – Т. 1, № 3 - 4. – С. 237 - 257.

17. Григорович В.К., Шефтель Е.Н. Дисперсионное упрочнение тугоплавких металлов.– М.: Наука, 1980. – 301 с.

#### ДЕЯКІ АСПЕКТИ ПІДВИЩЕННЯ СТІЙКОСТІ РАБОЧИХ ПОВЕРХОНЬ ТЕРТЯ

**В.М. Береснев, В.Т. Толлок, В.І. Гриценко**

У роботі встановлено, що головна функціональна властивість покриття – його адгезійна активність стосовно оброблюваного матеріалу. На основі конфігураційної моделі речовини (КМВ) показано, що для підвищення таких властивостей TiN, ZrN, як адгезійна інертність, ці з'єднання доцільно легувати невеликою кількістю металу, що мають велику статичну вагу атомів із стабільною конфігурацією (СВАСК)  $sp^3$  та  $d$ -конфігурацій. Показано, що легування TiN  $d$ -металом (Nb) із більшим, ніж у титана кількістю електронів  $d$ -рівня впливає на адгезійну активність покриття.

#### SOME ASPECTS TO INCREASE STABLE WORKING SURFACE FRICTION

**V.M. Beresnev, V.T. Tolok, V.I. Gritsenko**

The papers establishment, the chief thing functional property to cover – his adhesion activity with respects on working materials. On foundation configurationally localization model (CLM), showing as far as to increase quality TiN, ZrN, as adhesion inertness, compound expe-diency to alloy small quantity metal, of available large static's weight atomicity stable configuration (LWASC)  $sp^3$  and  $d$ -configuration. Showing of a alloy TiN  $d$ -metal (Nb) as large be than titanium quantity electron  $d$ -level to influence essential influence on the adhesion active covering.