Math-Net.Ru

Общероссийский математический портал

Н. А. Смоланов, Н. А. Панькин, Влияние ионно-плазменной обработки на механические свойства изделий для производства кабеля, *Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки*, 2004, выпуск 27, 175–178

DOI: <https://doi.org/10.14498/vsgtu299>

Использование Общероссийского математического портала Math-Net.Ru подразумевает, что вы прочитали и согласны с пользовательским соглашением

<http://www.mathnet.ru/rus/agreement>

Параметры загрузки:

IP: 44.207.124.84

26 апреля 2023 г., 15:38:36

ным выше качественным изменением уровня механических свойств приводит и к качественно-му изменению характера распределения элементов в приповерхностном слое. Слабые признаки наличия атомов хрома отмечаются лишь на глубине, соответствующей 10 нм, и содержание атомов хрома остается на очень низком уровне до максимальной исследованной глубины травления, соответствующей 400 нм. С другой стороны, для сплава без Al характерно практически постоянное содержание атомов никеля в слое от поверхности до 1500 нм. Для сплава с 1 ат.% Al отмечена узкая зона (от 10 до 20 нм) небольшого обогащения атомами никеля. Для сплава, легированного 1 ат.% Al и 0,5 ат.% Cu, характерна, в общем, та же картина распределения элементов, но в несколько сглаженном виде.

Сформулируем основные выводы.

Выполнено исследование двух композиций сплавов Fe-Ni-Cr-P-Si-B, состав которых соответствует высокому уровню механических свойств (предел прочности – 2000 МПа, температура отпускной хрупкости – 210-240⁰С). Выявлено существенное влияние небольших добавок (0,5-2,0 ат.%) алюминия и меди на технологичность и механические свойства изученных сплавов. Методом оже-спектроскопии показано, что влияние алюминия связано с поверхностно-активным поведением: обогащением (на порядок и более) поверхностных слоев алюминием и соответствующим перераспределением в этих слоях основных металлических компонентов сплава.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Глезер А.М., Молотилев Б.В. Структура и механические свойства аморфных сплавов. М.: Металлургия, 1992. 208с.
2. Люборский Ф.Е. Аморфные металлические сплавы. М.: Металлургия, 1987. 583 с.
3. Глезер А.М., Молотилев Б.В., Утевская О.Л. Механические свойства аморфных сплавов // Металлофизика. 1983. Т.5. №1. С. 29-45.
4. Глезер А.М., Утевская О.Л. Особенности измерения механических свойств тонких ленточных материалов // Композиционные прецизионные материалы. М.: Металлургия, 1983. С.78-82.
5. Семин А.П., Глезер А.М., Громов В.Е. Влияние технологических параметров, химического состава и режимов термической обработки на механические свойства аморфных сплавов Fe-Ni-P // Известия ВУЗов. Черная металлургия. 2003. №12. С.58-61.
6. Налимов В.В. Теория эксперимента. М.: Наука, 1971. 207 с.

УДК 621.793.18

Н.А. Смоланов, Н.А. Панькин

ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА КАБЕЛЯ

Проведено исследование влияния режимов ионно-плазменной обработки на механические свойства и атомно-кристаллическую структуру изделий для производства кабеля.

Постановка задачи. Метод вакуумного ионно-плазменного модифицирования поверхности с целью её упрочнения и повышения коррозионной стойкости нашёл достаточно широкое применение в индустриальной промышленности и машиностроении [1]. Качество получаемых покрытий зависит от множества факторов, основным из которых является присутствие макро-частиц материала катода в потоке плазмы вакуумного дугового разряда. Применение плазменного источника с магнитной стабилизацией катодного пятна и магнитной фокусировкой плазменного потока [2] позволяет управлять концентрацией макрочастиц в составе формирующейся поверхности (плёнки).

Учитывая противоречивый характер литературных данных о влиянии капельной фазы на фазовый состав, структуру и свойства образующейся плёнки [2-11], нами были проведены, следуя [3], технологические и лабораторные исследования при разработке и использовании конкретного технологического процесса: создание износостойкого покрытия на деталях для производства электротехнического кабеля.

Фильеры, внешний вид которых представлен на рис. 1, при производстве кабельной продукции находятся в условиях, требующих высоких трибологических, износостойких и коррозионных свойств. Протяжка многожильного кабеля в оболочке из алюминия или свинца через фильеры приводит к задирам, износу формирующей поверхности и налипания изолирующих пластических масс. Кроме того, возникает коррозия в местах резьбовых соединений фильеров. Другим изделием для производства медной жилы кабеля являются вальцы различного диаметра. При волочении на их поверхности, из-за касательного трения,

Р и с. 1. Фильеры, используемые при производстве кабеля

образуются канавки. Это является причиной неконтролируемого изменения диаметра провода и его обрыва. В качестве одного из методов улучшения механических свойств указанных деталей и увеличения их срока службы нами было предложено модифицирование их поверхности ионно-плазменной обработкой путем осаждения тонких плёнок нитрида и карбонитрида титана. При этом предполагалось повысить износостойкость, твёрдость и коррозионную стойкость обрабатываемых поверхностей.

Проведённый анализ литературных данных позволил оптимизировать режимы осаждения тонких плёнок, наносимых вакуумным магнетронным распылением. Нами учитывались результаты работ о влиянии тока дуги [7,8], парциального давления азота [5,6,7,9], потенциала смещения подложки [7-10], толщины покрытия [8] на фазовый состав, микротвёрдость, износ- и коррозионную стойкость материалов, аналогичных исследуемым изделиям и эксплуатируемым в подобных условиях.

Цель настоящей работы - получение модифицированной поверхности, удовлетворяющей вышеперечисленным свойствам, и исследование влияния различных режимов осаждения на атомно-кристаллическую структуру поверхностного слоя системы «подложка-плёнка».

Методика эксперимента. Вакуумно-плазменные покрытия нитрида титана наносили на установке ННВ-6.БИ4 методом конденсации с ионной бомбардировкой (метод КИБ) [3] с предварительной активацией поверхности подложки ионами аргона, генерируемыми блоком дооснащения «Поток». Давление реакционного газа в вакуумной камере $p_{N_2} = 10^{-3} - 3 \cdot 10^{-2}$ Па, ток дуги $I_d = 65$ А, потенциал смещения $U_{см} = 250$ В, время осаждения изменялось в интервале 10-360 с. Покрытие наносилось на изделия из сталей Ст. 3 (фильера) и Ст. 45 (вальцы), шероховатость которых не превышала 0,3 мкм. Часть заготовок проходила предварительную термообработку – закалку в масле. Для изучения временных зависимостей толщины покрытия и субструктуры вместе с изделиями в вакуумную камеру помещались образцы-свидетели.

Р и с. 2. Схема установки (вид со стороны загрузки) (а) и схема оптических измерений (вид сверху). (б) Цифры: 1 – источник ионов (катод + магнетрон); 2 – устройство для напуска газов; 3 – платформа с изделием (подложкой); 4 – вакуумная камера; 5 – поток ионов; 6 – окно; 7 – монохроматор; 8 – ФЭУ; 9 – усилитель сигналов; 10 – регистрирующий прибор (самописец).

Фазовый состав плазмы контролировался по оптическому спектру излучения измерительным комплексом, включающим в себя регистрирующий блок на базе монохроматора МДР-23 [13]. Регистрация оптического сигнала от светящейся плазмы в области между катодами и подложкой осуществлялась через кварцевое окно камеры, оптический объектив, монохроматор, фотоэлектронный умножитель ФЭУ-100, усилитель. Непрерывная запись спектра осуществлялась двухкоординатным пишущим прибором Н – 307 (рис. 2).

Съёмка спектра проводилась в области 350-800 мкм. Геометрия съёмки спектра позволила свести к минимуму излучение, связанное с высвечиванием возбужденных частиц над поверхностью катода, которое способно полностью подавить излучение, возникающее в объёме вакуумной камеры. Изучались спектральные составы плазмы, образованной распылением титанового катода (титан ВТ1-00) в атмосфере аргона, азота, ацетилена и их соединений в межэлектродном пространстве.

Рентгенографическое исследование проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2.0 в отфильтрованном кобальтовом излучении. Толщину получаемых плёнок определяли по поглощению рентгеновского излучения материалом покрытия. Для вычисления параметров субструктуры материала подложки использовали метод аппроксимаций профиля рентгеновской дифракционной линии [12].

Микротвёрдость по Виккерсу измеряли на микротвердомере ПМТ-3 при различных нагрузках (50 и 100 г.). Коэффициент трения скольжения определяли для пары покрытие-медь как тангенс угла наклона плоскости в момент начала движения образца.

Результаты и обсуждение. Спектральный анализ плазмы, существующей при вышеуказанных режимах осаждения, обнаружил присутствие нейтральных и ионизированных атомов титана, молекул азота, а также их комплексов. Таким образом, данный режим осаждения не исключает возможностей образования капельной фазы. Её присутствие может влиять на механизм изнашивания TiN-покрытий. Детальный анализ этого механизма не входил в задачу данной работы и требует дополнительных исследований.

Рентгенографическое исследование фазового состава покрытия показало, что в зависимости от режимов получения покрытия в нём присутствуют как д-фаза нитрида титана, так и другие, низкоазотистые фазы (α -Ti, ϵ -Ti₂N).

Зависимость величины микротвёрдости от давления реакционного газа (азота) в вакуумной камере представлена на рис. 3. Характер этой зависимости хорошо согласуется с результатами, полученными другими авторами в данном интервале парциальных давлений азота [4, 5]. Рост твёрдости при давлениях 10^{-3} - 10^{-2} Па обусловлен появлением третьей фазы - ϵ -Ti₂N. Предполагается [5], что это вызвано протеканием реакции α -Ti + δ -TiN $\rightarrow$ ϵ -Ti₂N. При нанесении покрытий в результате быстрого охлаждения указанная реакция не успевает пройти до конца и третья фаза (ϵ -Ti₂N) должна наблюдаться на границе раздела двух фаз: α -Ti и δ -TiN, т.е. на границе частиц капельной фазы [5].

Увеличение толщины покрытия приводит к увеличению микротвёрдости. Данный факт не является новым, однако представляет интерес в связи с обнаруженной зависимостью толщины плёнки от времени осаждения: $h=h(t)$.

На рис. 4 представлена зависимость толщины покрытия от времени осаждения. Результаты были получены обработкой рентгенограмм системы «подложка-плёнка» с учётом коэффициента поглощения рентгеновского излучения, рассчитанного для нитрида титана стехиометрического состава.

Ход зависимости $h=h(t)$ можно объяснить на основе островковой модели роста плёнок [14]. В начальный момент роста плёнка формируется в виде островков и интенсивность рентгеновского дифракционного отражения от подложки при этом ослабляется незначительно. При дальнейшем росте островки начинают сли-

Р и с. 3. Зависимость микротвёрдости от давления азота в вакуумной камере ($t=10$ мин).

Р и с. 4. Зависимость толщины плёнки от времени осаждения ($p_{N_2}=10^{-2}$ Па).

Р и с. 5. Зависимость величины микродеформаций в материале подложки от времени осаждения ($p_{N_2}=10^{-2}$ Па).

ваться, и доля покрытой поверхности значительно увеличивается. Это приводит к резким изменениям отношений интенсивностей дифракционных максимумов от материала подложки до- и после нанесения покрытия. Рост может происходить до нескольких слоёв плёнки, а затем зависимость толщины покрытия от времени нанесения изменяется незначительно. Одна из возможных причин такого поведения – равновероятное протекание процессов осаждения и распыления. Таким образом, судя по данным рентгенографических исследований, толщина покрытия при данных режимах интенсивно возрастает в течении первых 1.5-2 мин.

Микродеформации, возникающие при взаимодействии растущей плёнки и подложки, ведут себя, как это следует из рис. 5, аналогичным образом. На начальном участке наблюдается интенсивный рост, а в дальнейшем изменение величины микродеформаций незначительно. Данное поведение такой зависимости можно объяснить также на основе изложенного выше механизма роста плёнок. В начальный момент времени рост величины микродеформаций связан с сильными краевыми эффектами (отношение поверхности островков к их объёму значительное). Не исключено также влияние термических напряжений, возникающих из-за различия коэффициентов термического расширения материалов подложки и наносимой плёнки. С увеличением времени влияние данных факторов уменьшается и после формирования нескольких слоёв плёнки величина микродеформаций не изменяется. Последующее незначительное уменьшение микродеформаций можно связать с термическим воздействием на модифицированный слой материала подложки. Вероятно, здесь происходит частичный отжиг.

Как показали лабораторные испытания, коэффициент трения уменьшается незначительно: от 0.31 до 0.14 при изменении времени осаждения в интервале 10-360 с. Наблюдается зависимость (точный вид которой пока не установлен) от скорости скольжения, касательного напряжения и площади соприкасающихся поверхностей.

Заводские испытания полученного покрытия проходили в ОАО «Саранскабель» на участках протяжки провода через фильеры и линии по изготовлению многожильных кабелей высокого напряжения. Они показали увеличение срока службы фильеров в 3-5 раз. Поверхность валцов, изготовленных из Ст.45 не подвергнутой предварительной термообработке, показала лучшие триботехнические характеристики и износостойкость. Покрытие на закалённых валцах показали худшую адгезию и износостойкость.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Данилин Б.С. Применение низкотемпературной плазмы для нанесения тонких плёнок. М.: Энергоатомиздат, 1989. 326 с.
2. Аксёнов И.И., Андреев А.А., Брень В.Г. и др. Покрытия, полученные конденсацией плазменных потоков в вакууме (способ конденсации с ионной бомбардировкой)// Украинский физический журнал: 1979. Т. 24. № 4. С. 515-525.
3. Барвинков В.А., Богданович В.И. Физические основы и математическое моделирование процессов вакуумного ионно-плазменного напыления. М.: Машиностроение, 1999. 256 с.
4. Андреев А.А. Гаврилко И.В. Кунченко В.В. и др. Исследование некоторых свойств конденсатов Ti-N₂, Zr-N₂, полученных осаждением плазменных потоков в вакууме (способ КИБ)// Физика и химия обработки материалов. 1980, № 3. С. 64-67.
5. Моисеев В.Ф., Фукс-Рабинович Г.С., Досбаева Г.К. и др. Вязкость и пластичность ионно-плазменных покрытий из нитрида титана// Заводская лаборатория. 1990, Т. 56. № 1. С. 57-59.
6. Бякова А.В. Влияние структурного состояния покрытий из нитрида титана на их прочность// Сверхтвёрдые материалы. 1992, № 5. С. 30-37.
7. Бецофен С.Я. Петров Л.М., Лазарев Э.М. и др. Структура и свойства ионно-плазменных покрытий TiN// Металлы. 1990, № 3. С. 158-165.
8. Вершина А.К., Изотова С.Д., Плещачевский И.Ю. и др. Структура и защитные свойства титановых покрытий, полученных из сепарированных потоков низкотемпературной плазмы// ФХОМ. 1994, № 2. С. 53-58.
9. Tatsuya Matsue, Takao Hanabusa, Yasuhiro Miki. Residual stress in TiN film deposited by arc ion plating// Thin solid films. 1999. Vol. 343-344. P. 257-260.
10. Таран В.С., Незовибатько Ю.Н., Маринин В.Г. и др. Абразивный износ Ti-покрытий с различным содержанием азота// Вакуумные технологии и оборудование. Сб. докл. 4 Межд. конф. Харьков. 2001. С. 258-261.
11. Ming-Hua Shio, Fuh-Sheng Shieu. A formation mechanism for the macroparticles in arc ion-plated TiN films// Thin solid films. 2001, Vol. 386. P. 27-31.
12. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов И.А. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 632 с.
13. Смоланов Н.А., Гришаев Вл. Я., Денисов Б.Н. Спектральный анализ плазмы при получении упрочняющих плёнок нитрида титана// Вакуумные технологии и оборудование. Сб. докл. 5 Межд. конф. Харьков, 2002. С. 223-226.
14. Кукушкин С.А., Слезов В.В. Дисперсные системы на поверхности твёрдых тел. Механизмы образования тонких плёнок (эволюционный подход). СПб.: Наука, 1996. 304 с.