

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.793

В.Е. Архипов, А.А. Дубравина, Л.И. Куксёнова, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, М.С. Пугачёв
(Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва)
E-mail: vearkhipov@mail.ru

Структура и свойства покрытий, нанесенных газодинамическим напылением*

Исследовано формирование структуры и свойств медного и никелевого покрытий, нанесенных газодинамическим напылением с использованием смеси пластичных и твердых частиц. На основе рентгеноструктурного, металлографического и дюриметрического анализа показано влияние механических характеристик металла на свойства покрытия. При относительном удлинении металла более 50 % происходит формирование значительных микродеформаций, а при меньшем значении — дробление исходного зерна на фрагменты (блоки) размером 100 нм. Получена зависимость твердости нанесенного металла от температуры и времени напыления с учетом влияния оксида алюминия.

Ключевые слова: газодинамическое напыление, частицы корунда, твердость покрытия, покрытие меди, покрытие никеля.

Formation of structure and the properties of a covering copper and nickel caused with a gasdynamic dusting with use of mix of plastic and firm particles is investigated. On the basis of the X-ray diffraction, metallographic and durometric analysis influence of mechanical characteristics metal on properties of a covering is shown. At relative lengthening of metal more than 50 % occur formation of considerable microdeformations, and at smaller value crushing of initial grain on fragments (blocks) 100 nm in size. Dependence of hardness the applied metal on temperature and time a dusting taking into account aluminum oxide influence is received.

Keywords: gasdynamic dusting, corundum particles, covering hardness, copper covering, nickel covering.

Газодинамическое напыление различных металлов относится к современным методам изменения (модификации) структуры и свойств поверхности. Суть метода состоит в направлении на обрабатываемую поверхность порошков чистых металлов, химических соединений или их смесей потоком газа, скорость которого превышает скорость звука. Для получения сверхзвуковой скорости газ предварительно подогревается и под избыточным давлением подается в сверхзвуковое сопло (сопло Лавалья). За счет адиабатического расширения и резкого снижения давления в области, расположенной за соплом, мелкодисперсные частицы порошка попадают в поток газа, которым они ускоряются, и приобретают необходимые скорость и энергию. При соударении с поверхностью они преобразуют (модифицируют) ее структуру и формируют покрытие.

Методы газодинамического напыления различаются и разделяются по многим признакам и отличиям,

а именно по температуре потока газа, месту введения в поток напыляемого порошка (до сопла или после), давлению газа [1]. В одном случае используют легкий газ, например гелий, под давлением до 15 ат и выше и с температурой нагрева до 1000 °С. Скорость истечения газа в несколько раз превышает скорость звука, и вводимые в поток частицы порошка приобретают достаточную энергию для формирования качественного покрытия, например титана. В другом случае используют воздух под давлением до 6 ат с температурой нагрева до 600 °С, из-за чего метод получил название низкотемпературного "холодного" газодинамического напыления. Энергии потока частиц недостаточно для формирования покрытия с высокими механическими характеристиками (адгезией, когезией). Для повышения механических характеристик покрытия напыление проводят с использованием смеси пластичных (Ni, Cu, Al, Zn) и твердых, хрупких частиц (Al₂O₃). Твердые частицы соударяются с пластичными частицами, в результате чего деформируют их и уплотняют покрытие [2].

* Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 14-08-00634 А.

Предварительные исследования показывают, что покрытия, нанесенные методом низкотемпературного газодинамического напыления, имеют высокие механические характеристики, а именно: прочность сцепления с подложкой (адгезия) находится в пределах 40...60 МПа в зависимости от твердости стали, а когезия достигает 60 МПа и выше [3]. Нанесение никеля и цинка на низкоуглеродистую сталь позволяет снизить скорость распространения коррозии в среде слабого электролита до 20 и 40 раз соответственно [4]. Метод может быть использован для разработки перспективных технологий повышения ресурса машин и снижения техногенных рисков для объектов гражданского и оборонного назначения. Поэтому исследование процесса модифицирования поверхности стали под воздействием смеси твердых и пластичных частиц высокой энергии является актуальной задачей.

В настоящей работе представлены результаты исследования структуры и свойств покрытий, нанесенных на поверхность образцов из стали с использованием металлов, отличающихся физико-механическими характеристиками.

Оборудование, материалы и методики исследований

Напыление никеля и меди на образцы из стали 20 осуществлялось с использованием газодинамической установки модели "ДИМЕТ-404". В качестве порошка для напыления покрытия применялась механическая смесь частиц никеля или меди с корундом в соотношении 1:1. В качестве исходного компонента для получения порошковой смеси используются дендриты меди размером до 40 мкм и никеля размером до 45 мкм, полученные электролитическим методом, с содержанием меди и никеля не менее 99,5 и 99,0 % соответственно [2].

Напыление меди и никеля на образцы проводилось при постоянной скорости перемещения образца (0,01 м/с) по отношению к потоку частиц с расстояния от среза сопла до поверхности 10^{-2} м [5]. Для исследования влияния времени воздействия на поверхность смесью частиц слой металла наносился при неоднократном (циклическом) перемещении сопла относительно поверхности образца без изменения траектории движения.

Твердость никеля и меди измерялась методом Виккерса с поверхности и по глубине нанесенного слоя с шагом 50 мкм на поперечных шлифах при нагрузке 245,2 и 490,3 мН с выдержкой 10 с на микротвердомере НМВ-2 (SHIMADZU) [6].

Для проведения рентгеноструктурного и металлографического анализов были подготовлены образцы прямоугольной формы размером 2×3 см, на которые

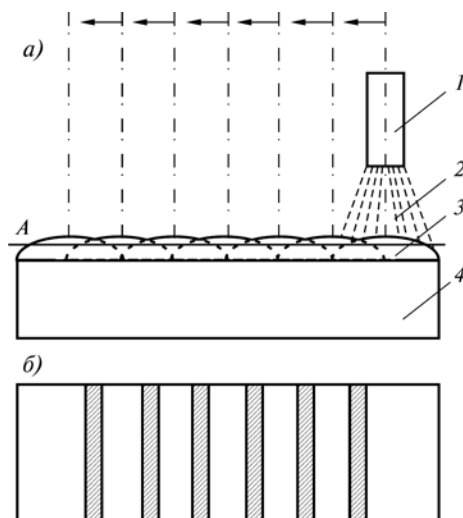


Рис. 1. Принципиальная схема нанесения покрытия (а) и неоднородность поверхности (б):

1 — сопло; 2 — поток частиц; 3 — нанесенный слой; 4 — подложка

наносилось покрытие при 5 (в случае меди) и 7 (в случае никеля) циклах напыления с температурой потока воздуха 180, 360 и 540 °С. При перемещении сопла напылителя относительно поверхности образца формируется слой металла в форме сегмента разной толщины. Для нанесения покрытия на всю поверхность образца сопло последовательно смещается относительно ранее нанесенного слоя на 2 мм и операция продолжается (рис. 1, а).

При подготовке образцов после напыления к рентгеноструктурному и металлографическому исследованию на покрытия меди и никеля выявляется неоднородность в виде участков поверхности, имеющих разную отражательную способность, — темные и светлые полосы (рис. 1, б). Причем светлые полосы соответствуют центральной части потока частиц, а темные — его периферии. Различие в отражательной способности поверхности, как правило, связано с отличием в твердости, наличием включений, пористостью и т. д.

Структуру покрытия исследовали при увеличении до 1000 крат на полированных и травленых в реактиве (FeCl_3 — $8 \cdot 10^{-3}$ кг, HCl — 25 см³, H_2O — 100 см³) шлифах с поверхности нанесенного слоя и по глубине на поперечных шлифах на световом микроскопе В-600 МЕТ.

Рентгеноструктурные исследования осуществлялись с помощью порошкового дифрактометра ARL X'tra (Швейцария), оснащенного узкофокусной рентгеновской трубкой с медным анодом ($\lambda_{\text{Cu}} = 1,5418 \text{ \AA}$ ($1,5418 \cdot 10^{-10}$ м)) в качестве источника излучения. Данный прибор оснащен энергодисперсионным твердотельным детектором с охладителем Пельтье, позволяющим исключать пассивные элементы (бета-фильтры/монокроматоры) из оптической схемы прибора за счет программного

отделения K_p и исключения влияния флуоресцентного излучения. Рентгенограммы были получены при $U = 40$ кВ и $I = 40$ мА. Сканирование дифракционной картины проводилось в диапазоне углов дифракции $2\theta = 38...150^\circ$ с шагом $\Delta 2\theta = 0,02^\circ$ и временем экспозиции 2 с.

Фазовый анализ выполнялся с помощью пакета компьютерных программ WinXRD (программное обеспечение ARL X'tra) с использованием базы Международного центра дифракционных данных (ICDD) PDF-2.

Оценка параметров микроструктуры проводилась с использованием метода Лебеля — метода полнопрофильного анализа дифрактограмм [7]. Моделирование дифрактограмм по данной методике осуществлялось с помощью компьютерной программы Jana2006. Для расчета инструментального и спектрального вкладов в ходе анализа микроструктуры использовался метод фундаментальных параметров [8]. Фон описывался функцией Чебышева при числе коэффициентов, равном 5. Форма профиля аппроксимировалась функцией псевдо-Войта [7]. Усредненные по объему размеры областей когерентного рассеяния рассчитывались исходя из предположения о сферической форме кристаллитов. Факторы недостоверности полученных данных не превышали $\chi^2 = 1,1$; $R_p = 3,3$; $R_{wp} = 4,6$ [7].

Свойства медного покрытия

Твердость меди измеряли на участках, на которых визуально не наблюдались частицы оксида алюминия. При данном методе напыления на твердость покрытия могут оказывать влияние следующие факторы: величина (степень) деформации пластичных частиц под воздействием твердых, которая зависит от энергии потока частиц и времени обработки, влияние потока нагретого воздуха на деформированный металл при напылении покрытия и наличие частиц корунда в нанесенном металле [5].

При минимальном времени напыления (1 цикл) с температурой 360°C толщина покрытия позволяет выявить твердость только по центру слоя меди, которая составляет 1278 МПа. Повышение температуры напыления до 540°C сопровождается формированием ближе к подложке структуры с твердостью до 1350 МПа, которая снижается к поверхности слоя до 950 МПа. При одном цикле напыления повышение температуры приводит к возрастанию твердости покрытия, что связано с увеличением энергии частиц и, следовательно, к большей деформации пластичных частиц твердыми частицами.

Увеличение времени напыления (три цикла) при низкой температуре потока воздуха (180°C) приводит к формированию слоя, у которого ближе к подложке

твердость меди до 1750 МПа. К середине слоя твердость снижается до уровня 1500 МПа, а затем резко падает до 980 МПа на глубине 50 мкм от поверхности.

Напыление при аналогичном времени воздействия на поверхность образцов из стали с использованием потока воздуха с температурой 360°C приводит к повышению твердости до уровня 1450...1500 МПа, которая ближе к поверхности покрытия падает до 1350 МПа. Напыление при максимальной температуре (540°C) также сопровождается повышением твердости слоя меди — до 1500...1550 МПа. Таким образом, повышение времени напыления (числа циклов) сопровождается повышением твердости во всем диапазоне температур. Фактор влияния энергии частиц на повышение твердости при незначительной продолжительности процесса является доминирующим.

Дальнейшее повышение времени напыления (пять циклов) не столь однозначно влияет на тенденцию изменения твердости. При низкой температуре напыления (180°C) твердость сохраняется на том же уровне 1750 МПа, что можно интерпретировать как отсутствие повышения степени деформации пластичных частиц при воздействии на них твердыми частицами (рис. 2). Повышение температуры напыления до 360°C сопровождается возрастанием твердости до 1600 МПа. Энергия потока частиц имеет прямо пропорциональную зависимость от температуры, что должно сопровождаться большей деформацией частиц меди. Однако дальнейшее повышение температуры напыления до 540°C приводит к существенному падению твердости нанесенной на сталь меди — до 1300 МПа (см. рис. 2). Такое снижение твердости можно объяснить только влиянием нагретого до 540°C потока воздуха на структуру меди. Таким образом, при увеличении продолжительности процесса нанесения покрытия с использованием потока с максимальной температурой доминирующее влияние на формирование твердости меди оказывает температура процесса напыления.

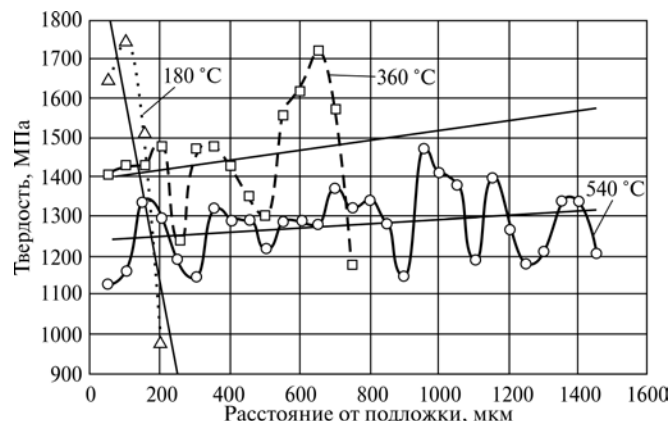


Рис. 2. Распределение твердости по глубине слоя меди, нанесенного при пяти циклах с различной температурой воздействия

Резкое снижение твердости ближе к поверхности покрытия (расстояние 100 мкм и менее) при всех вариантах напыления может быть связано с нагревом поверхностного слоя металла покрытия под воздействием потока воздуха.

Твердость покрытия меди после напыления на образцы для рентгеноструктурного и металлографического исследований при температуре 180, 360 и 540 °С составляет 1445, 1150 и 1100 МПа соответственно. Уменьшение твердости покрытия при напылении на значительные участки связано с продолжительностью процесса нанесения покрытия и, соответственно, с увеличением времени воздействия нагретого воздуха на нанесенный металл. Температура рекристаллизации меди находится в интервале 180...300 °С, что в той или иной степени обуславливает проявление выявленной тенденции.

Твердость светлых и темных полос на поверхности покрытия, нанесенного при 540 °С, различается незначительно — 1130 и 1064 МПа соответственно. При на-

пылении с низкой температурой воздуха (180 °С) разница в твердости между темными и светлыми полосами существенней и составляет 130 МПа (их твердость 1770 и 1640 МПа соответственно).

Металлографические исследования покрытий, нанесенных при 180 и 540 °С, показали наличие в металлической матрице частиц корунда с максимальным размером L до 20 мкм (рис. 3, а).

Оценка количества частиц корунда проводилась на трех участках общей площадью $324 \cdot 10^{-10} \text{ м}^2$, соответствующих темным и светлым полосам на поверхности покрытия. Частицы оксида алюминия значительно отличались по величине и имели максимальный размер 3 мкм, что затрудняло их точный подсчет на исследуемом участке. Поэтому при исследовании учитывались частицы диаметром 5 мкм и более. Результаты исследования приведены в табл. 1.

Таблица 1

Максимальный размер частиц, мкм	Температура напыления, °С			
	180		540	
	Место исследования			
	Светлое	Темное	Светлое	Темное
	Количество частиц			
5...10	53	63	14	16
10...15	3	8	5	13
15...20	1	1	—	1
20...25	—	—	—	1
Общее количество частиц по текстуре	57	74	19	31
Суммарное коли- чество частиц по образцам	131		50	

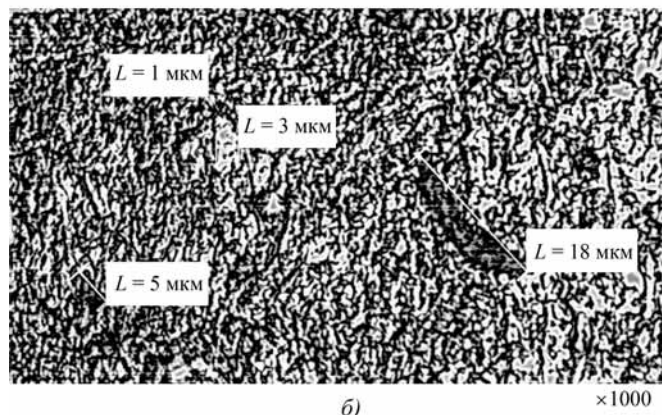
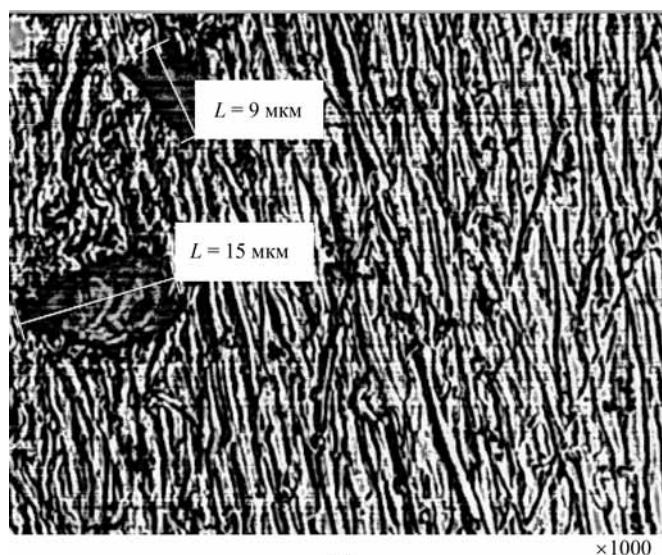


Рис. 3. Поверхность покрытия меди, напыленной при температуре 540 °С, после полирования (а) и травления в реактиве (б)

Количество частиц на участке поверхности, которая имеет большую отражательную способность меньше, чем у темной составляющей, что связано с направлением падения частиц на подложку (см. рис. 1).

Общее количество частиц корунда при напылении с низкой температурой потока воздуха значительно (в 2,5 раза) превышает количество частиц в покрытии меди, нанесенном при температуре 540 °С (см. табл. 1). Такое различие в количестве частиц корунда может иметь следующий механизм. При напылении покрытия с температурой потока воздуха 180 °С на поверхности формируется слой меди толщиной около 40 мкм. Нанесение меди при максимальной температуре позволяет получить слой меди толщиной около 400 мкм.

При смещении сопла для последующего напыления угол падения частиц на нанесенный слой значительно отличается от угла падения для предыдущего слоя, что, по-видимому, и является причиной различия в коли-

честве корунда при напылении с низкой и высокой температурой потока воздуха (см. рис. 1).

Полученные результаты были подтверждены спектральным анализом, который показал, что массовая доля алюминия в покрытии, нанесенном при высокой температуре, составляет 1,09 %. При понижении температуры напыления массовая доля алюминия в покрытии меди повышается до 1,3 %.

Травление меди позволяет выявить, что структура покрытия состоит из частиц разных размера и формы. Часть частиц имеет вытянутую форму, максимальный размер до 8 мкм при ширине до 1,5 мкм. Другие частицы имеют более округлую форму и размер 5...6 мкм (рис. 3, б).

Исследование структуры покрытия меди по толщине слоя (на поперечных шлифах) позволило выявить, что большая часть частиц располагается — фиксируется параллельно поверхности подложки (рис. 4, а). Частицы меди под воздействием потока воздуха падают на подложку в основном не торцевой частью, а поверхностью и закрепляются на ней за счет воздействия твердыми частицами.

Линия соприкосновения нанесенного покрытия и подложки не содержит дефектов (пор, трещин и т. д.), что должно обеспечить высокую адгезию (рис. 4, б).

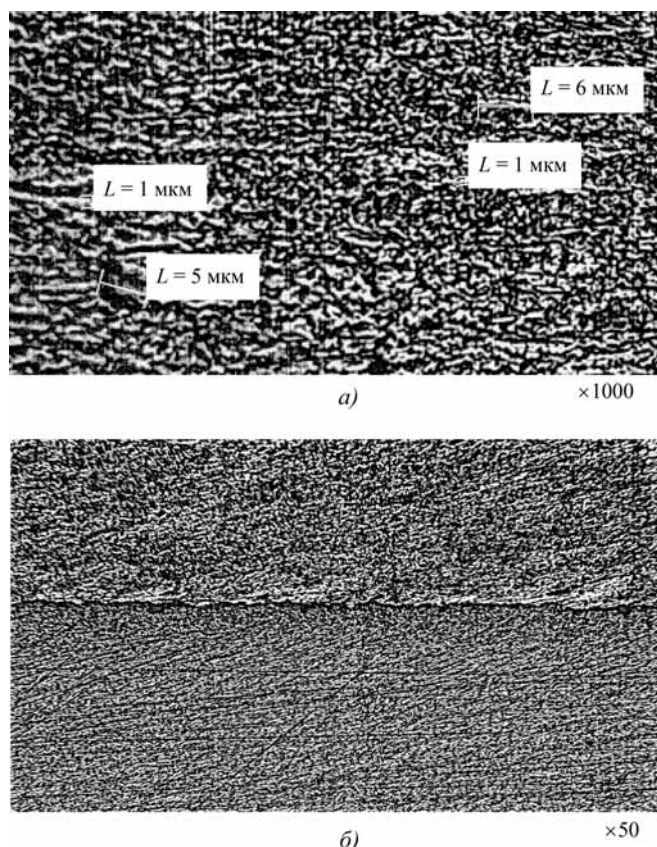


Рис. 4. Микроструктура покрытия меди, нанесенного при температуре 540 °С, по толщине слоя после травления в реактиве (а) и полирования (б)

Термическая обработка покрытия меди в печи при температуре 760 °С и выдержке 4 ч снижает твердость покрытия до 800 МПа. Если принять во внимание, что твердость используемой для напыления меди 450 МПа, то вклад деформации (наклепа) в повышение твердости меди, нанесенной при средней и высокой температуре, составляет около 80 %, а остальное привносит корунд. При напылении с низкой температурой потока воздуха вклад корунда в повышение твердости покрытия меди увеличивается до 30 %.

Фазовый анализ покрытий показал, что основной фазой является чистая медь. Количество частиц $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ не превышает 5 %.

В процессе полнопрофильного анализа экспериментальных дифрактограмм было установлено, что форма профиля пиков хорошо описывается с помощью функции Лоренца (вклад гауссовой компоненты в функции псевдо-Войта стремится к нулю). При этом уширение пиков носит исключительно деформационный характер, т. е. обусловлено наличием в материале упругих микродеформаций. Влияния малоразмерности областей когерентного рассеяния на форму профиля не наблюдается, что свидетельствует о размере кристаллитов, превышающем 1000 нм.

В табл. 2 приведены полученные значения параметров микроструктуры. Видно, что с увеличением температуры нанесения покрытий с 180 до 360 °С уровень упругих микродеформаций резко снижается. Дальнейшее повышение температуры напыления до 540 °С не сопровождается столь значительным уменьшением микродеформаций. При напылении с максимальной температурой уровень микродеформаций практически вдвое ниже, чем у покрытия, нанесенного при температуре 180 °С.

Таблица 2

Температура нанесения покрытия, °С	Параметр решетки, Å (10^{-10} м)	Микродеформации, $\times 10^{-4}$
180	$3,6160 \pm 0,0001$	$56,8 \pm 0,8$
360	$3,6156 \pm 0,0001$	$36,4 \pm 0,6$
540	$3,6159 \pm 0,0001$	$30,2 \pm 0,6$

Улучшение состояния тонкой структуры покрытия меди при повышении температуры напыления также было отмечено при исследовании удельного электрического сопротивления [5].

Параметр решетки меди практически не изменяется при повышении температуры напыления с 180 до 540 °С (см. табл. 2). Чистая медь, полученная электролитическим методом, должна иметь структуру без искажений с параметром решетки 3,6150 Å. Как правило, изменение параметра решетки связано с образованием твердого раствора внедрения или замещения или же с образованием скоплений вакансий. Однако в исследу-

емом процессе нанесения покрытия влияние на параметр решетки атомов внедрения или замещения можно исключить. Возникновение скоплений вакансий при деформации металла возможно, но тогда параметр решетки должен измениться — уменьшиться при повышении температуры напыления, что не наблюдается в данном случае. Увеличенный параметр решетки и отсутствие его изменения при повышении температуры напыления можно объяснить следующим. Исследование смеси порошков, используемых для напыления, не выявило частиц корунда размером меньше 10 мкм. Металлографический анализ покрытия показал наличие частиц оксида алюминия размером 1...3 мкм, что может быть связано с дроблением частиц корунда при соударении с подложкой и между собой. В таком случае нельзя исключать наличие фрагментов дробления оксида алюминия на части размером менее 1 мкм. Тогда можно предположить, что увеличение периода решетки связано с наличием в твердой матрице мелкодисперсных частиц корунда и их механическим воздействием на микрообъемы металла с искажением тонкой структуры.

Свойства никелевого покрытия

Минимальное по времени воздействие на поверхность стали смесью порошков никеля и корунда при температуре 180 °С приводит к формированию покрытия с твердостью 2700 МПа (рис. 5). Дальнейшее повышение времени напыления сопровождается понижением твердости покрытия никеля до уровня 2500 МПа.

Повышение температуры напыления до 360 °С приводит к снижению твердости примерно на 200 МПа во всем интервале времени напыления (3...9 циклов). Дальнейшее увеличение температуры напыления до 540 °С практически не оказывает влияния на твердость

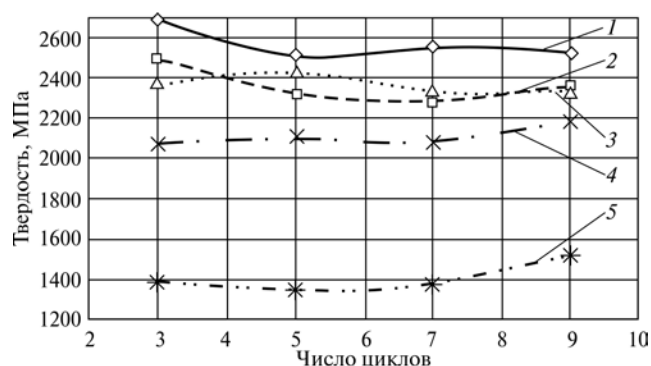


Рис. 5. Изменение твердости покрытия никеля в зависимости от времени (числа циклов) и температуры напыления:

1 — 180 °С; 2 — 360 °С; 3 — 540 °С; 4 — 540 °С с последующей термической обработкой в печи при температуре 530 °С и выдержке 2 ч; 5 — 540 °С с последующей термической обработкой в печи при температуре 830 °С и выдержке 4 ч

формируемого покрытия (см. рис. 5). Отсутствие заметного влияния температуры напыления на изменение твердости покрытия может быть обусловлено тем, что температура рекристаллизации никеля (640 °С) выше, чем термические параметры напыления.

Термическая обработка в печи покрытия никеля при температуре 530 °С и времени выдержки 2 ч незначительно влияет на твердость (см. рис. 5). Однако дальнейшее повышение температуры и времени термической обработки в печи сопровождается понижением твердости никеля до уровня 1400 МПа (см. рис. 5).

Если принять во внимание, что твердость никеля 900 МПа, то при нанесении покрытия никеля на сталь основное повышение твердости (около 70 %) связано с деформацией — дроблением частиц никеля корундом.

Некоторое различие в закономерностях формирования твердости покрытия меди и никеля при повышении времени и температуры напыления, возможно, связано с другим механизмом формирования структуры и свойств.

Согласно данным рентгеноструктурного анализа, нанесенное покрытие является однофазным и состоит из никеля в кристаллическом состоянии. Следует отметить, что чувствительность метода позволяет выявлять наличие фаз, содержание которых превышает 1...3 % (в зависимости от коэффициента поглощения фазы). В табл. 3 приведены результаты анализа структуры покрытия никеля, нанесенного в интервале температур 360...540 °С. Видно, что все исследованные параметры структуры: параметр решетки, размер областей когерентного рассеивания (ОКР) и микродеформации имеют близкие значения, т. е. не зависят от температуры напыления.

Таблица 3

Температура напыления, °С	Параметр решетки, Å	Размер ОКР D, нм	Микродеформации, $\times 10^{-4}$
360	$3,5255 \pm 0,0001$	103 ± 3	47 ± 2
450	$3,5256 \pm 0,0001$	105 ± 3	50 ± 2
540	$3,5254 \pm 0,0001$	106 ± 3	50 ± 2

ОКР — элементарные фрагменты (блоки мозаики), на которые раздробилось зерно никеля под воздействием твердых частиц корунда. Размер этих элементов — фрагментов структуры покрытия составляет около 105 нм. Можно утверждать, что основным механизмом повышения твердости наносимого покрытия является измельчение зерна никеля под воздействием твердых и хрупких частиц корунда. Именно поэтому при нанесении покрытия не наблюдается существенной зависимости твердости от времени процесса.

В отличие от медного покрытия величина микродеформаций покрытия никеля не изменяется при повышении температуры напыления (см. табл. 2 и 3). Отсутствие изменений, по-видимому, обусловлено тем, что температура рекристаллизации никеля выше, чем температура напыления покрытия.

Параметр решетки чистого недеформированного никеля имеет значение $3,5238 \text{ \AA}$, что значительно ниже полученных результатов (см. табл. 3). При этом, изменение температуры напыления, как и в случае напыления меди, не влияет на параметр решетки (см. табл. 2 и 3).

Если рассматривать влияние физико-механических характеристик меди и никеля, а именно температуры плавления, плотности, твердости, прочности, относительного удлинения и т. д. на механизм формирования структуры и свойств, то можно отметить следующее. Метод основан на ударе частицы металла, имеющей высокую кинетическую энергию, о мишень (подложку) и ее деформации с закреплением на поверхности за счет сцепления с микронеровностями. Уплотнение слоя металла происходит за счет удара твердыми частицами корунда и деформации частиц металла.

У никеля твердость и предел прочности $\sigma_{\text{в}}$ более чем в два раза выше, чем у меди. То есть по отношению к меди частицы никеля можно условно рассматривать как твердые частицы и для их закрепления на подложке и формирования целостного покрытия, например с меньшим количеством пор, необходимо иметь большую кинетическую энергию. Поэтому эти характеристики могут оказать влияние на производительность процесса нанесения покрытия.

Относительное удлинение δ меди составляет 60 % и более, а у никеля в 1,5...2 раза меньше (35...40 %). Поэтому при воздействии частиц корунда на частицы меди они деформируются, за счет чего формируются значительные напряжения, которые снижаются при повышении температуры напыления. Твердость покрытия меди при этом также значительно уменьшается с увеличением времени и температуры напыления. Частицы никеля под воздействием частиц оксида алюминия дробятся на фрагменты порядка 100 нм, что и приводит к существенному повышению твердости. Температура, как и продолжительность, процесса нанесения покрытия существенного влияния на твердость никеля не оказывает.

Выводы

Газодинамическое напыление смесью частиц меди и оксида алюминия позволяет получить покрытие

твердостью до 1700 МПа. Основной прирост твердости (до 80 %) связан с пластической деформацией частиц меди и их наклепом. В покрытии наблюдается структурно свободный оксид алюминия, основная часть которого имеет размер до 10 мкм. Свойства покрытия меди существенно зависят от времени и температуры процесса напыления.

Газодинамическое напыление смесью частиц никеля и оксида алюминия позволяет получить покрытие твердостью до 2700 МПа. Прирост твердости в основном связан с дроблением частиц никеля на фрагменты (блоки мозаики) размером порядка 100 нм. Вклад в повышение твердости структурно свободного корунда не превышает 30 %. Свойства покрытия никеля не имеют существенной зависимости от времени и температуры процесса напыления.

Механизм формирования свойств покрытий при газодинамическом напылении определяется пластичностью металла. В более пластичной меди процесс связан, в первую очередь, с накоплением дефектов кристаллического строения, а в никеле — с дроблением исходной структуры на фрагменты.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Холодное** газодинамическое напыление. Теория и практика / А.П. Алхимов и др. М.: Физматлит, 2010. 536 с.
2. **Димет**. Применение технологии и оборудования. [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://www.dimet-r.narod.ru/> (Дата обращения 14.10.2014).
3. **Повышение** качества газодинамических покрытий / В.Е. Архипов и др. // Технология машиностроения. 2012. № 8. С. 48—51.
4. **Коррозионные** свойства покрытий, нанесенных газодинамическим напылением / В.Е. Архипов и др. // Коррозия: материалы и защита. 2012. № 4. С. 33—38.
5. **Свойства** медных покрытий, нанесенных газодинамическим напылением / В.Е. Архипов и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 9. С. 17—23.
6. **ГОСТ 2999—75**. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу. М.: Издательство стандартов, 1987. 30 с.
7. **Pecharsky V.K., Zavalij P.Y.** Fundamentals of powder diffraction and structural characterization of materials. Kluwer academic publishers. Boston. Dordrecht. London, 2003. 713 p.
8. **Cheary R., Coelho A.** A fundamental parameters approach to X-ray line-profile fitting // J. App. Cryst. 1992. № 25. P. 109—121.