

06

Модификация структуры покрытий TiAlN путем предварительной бомбардировки стальной подложки ионами Ti

© А.Р. Шугуров,¹ А.А. Акуликин,¹ А.В. Панин,^{1,2} О.Б. Первалова,¹ В.П. Сергеев¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
634055 Томск, Россия

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
634050 Томск, Россия

e-mail: Shugurov@ispms.tsc.ru

(Поступило в Редакцию 12 мая 2015 г.)

Методами рентгеновской дифракции просвечивающей электронной и атомно-силовой микроскопии, а также наноиндентирования изучены покрытия TiAlN, нанесенные на подложки из стали 12X18H9T до и после предварительной обработки пучками ионов Ti. Показано, что модификация поверхностного слоя подложки приводит к изменению структуры и преимущественной ориентации покрытий. Установлено, что механические свойства покрытий TiAlN существенно зависят от длительности ионной бомбардировки.

Введение

Высокие твердость, износостойкость, а также химическая стабильность покрытий на основе нитрида титана обеспечили в последние десятилетия их широкое использование в различных отраслях промышленности, начиная от защиты режущих инструментов и заканчивая формированием диффузионных слоев в микроэлектронных устройствах и селективных поглощающих слоев в солнечных коллекторах [1–5]. Однако покрытия TiN легко окисляются при температурах 500–550°C, что ограничивает область их возможного применения [6,7]. Эффективным способом повышения стойкости покрытий на основе нитрида титана к окислению является добавление в них легирующих элементов, в частности алюминия. Покрытия TiAlN практически не окисляются вплоть до температуры 800°C [8,9]. Это обусловлено формированием при повышенных температурах на поверхности данных покрытий тонкого плотного слоя Al₂O₃, который выполняет роль диффузионного барьера, препятствуя проникновению кислорода в покрытие [10,11].

Наряду с увеличением коррозионной стойкости введение алюминия в покрытия на основе нитрида титана обеспечивает повышение их твердости и износостойкости. Поскольку алюминий, как и титан, может образовывать нитрид с ГЦК-решеткой [12], он замещает титан в кристаллической решетке нитрида. Однако алюминий обладает меньшим ионным радиусом, чем титан, что приводит к уменьшению параметра решетки покрытия TiAlN и ее упругой дилатации и, как следствие, к твердорастворному упрочнению материала покрытия [11,13,14]. При достаточно высоком относительном содержании алюминия ввиду ограниченной взаимной растворимости нитридов титана и алюминия возможен также и механизм дисперсионного упрочнения покрытий [13,15].

Эффективным способом улучшения адгезионной прочности и механических свойств покрытий TiAlN является предва-

рительная бомбардировка подложки пучками низкоэнергетических ионов [16–18]. Подобная обработка приводит к очистке поверхности подложки, изменению ее шероховатости и структуры, а также к имплантации падающих ионов в поверхностный слой подложки с образованием смешанных фаз. В результате между покрытием и подложкой формируются промежуточные градиентные слои, которые наряду с повышением адгезионной прочности покрытий обуславливают существенный рост их твердости и износостойкости [11,18–20]. При этом параметры ионно-пучковой обработки подложки оказывают существенное влияние на характер роста и свойства покрытий. В настоящей работе исследовано влияние длительности бомбардировки подложки из нержавеющей стали ионами Ti на структуру и механические свойства покрытий TiAlN.

1. Методика эксперимента

В качестве подложек использовали пластинки из стали марки 12X18H9T с размерами 15 × 10 × 1 mm, закаленные при 1060°C. Перед нанесением покрытия на основе TiAlN часть подложек подвергалась обработке пучками ионов Ti. Обработку стальных подложек непрерывным потоком ионов Ti выполняли с помощью вакуумно-дугового импульсного ионного источника при потенциале смещения на подложке –900 V и токе дугового разряда 50 A. Длительность обработки составляла 1, 6 и 12 min. Покрытия TiAlN наносили методом магнетронного распыления комбинированной мишени из Ti (50%)-Al (50%) в реактивной среде из смеси газов аргона и азота при температуре 280°C. Толщина покрытий составляла 3 μm.

Микроструктуру и фазовый состав покрытий TiAlN исследовали методом рентгеновской дифракции на дифрактометре ДРОН-7 с использованием CoK_α-излучения, а также методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с помощью микроскопа Philips

СМ-12. Фольги для ПЭМ-исследований утонялись методом ионного травления пучком ионов аргона на установке ION-SLICER EM-09100IS при напряжении 6 kV и угле скольжения 4°. Элементный состав покрытий определяли методом рентгеновского микроанализа на растровом электронном микроскопе EVO-50 с помощью детектора INCA X-act. Морфологию поверхности покрытий исследовали методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) в контактном режиме на микроскопе Solver HV. Измерение твердости и модуля упругости покрытий TiAlN выполняли на нанотвердомере „Nano Test“ с использованием пирамидки Берковича.

2. Результаты эксперимента

2.1. Рентгеновская дифракция

Проведенные исследования показали, что ионная обработка стальной подложки приводит к формированию на ее поверхности тонкой пленки Ti. Об этом, в частности, свидетельствует появление пиков Ti на рентгенограмме подложки, подвергнутой ионной бомбардировке (рис. 1, *a*).

На рентгенограмме покрытия, нанесенного на подложку в исходном состоянии, присутствуют пики TiAlN (111) и (200), свидетельствующие о том, что его основной фазой является ГЦК-фаза TiAlN (рис. 1, *b*). При этом наблюдается слабовыраженная текстура (111). Из положения рентгеновских пиков следует, что параметр решетки фазы TiAlN составляет 0.418 nm. Это значение является промежуточным между параметрами решеток ГЦК-фаз AlN (0.408 nm [12]) и TiN (0.424 nm [21]) и соответствует кристаллической решетке нитрида титана, в которой алюминий частично замещает титан.

В случае покрытий, нанесенных на подложки, подвергнутые ионной обработке, наблюдается существенный рост интенсивности рентгеновского пика TiAlN (200), т.е. происходит изменение их преимущественной ориентации (рис. 1, *b*). Данный эффект особенно выражен после ионной обработки подложки в течение 6 и 12 min, когда покрытия TiAlN приобретают сильную текстуру (200). Кроме того, увеличение длительности ионной бомбардировки подложки приводит к сдвигу пиков TiAlN в направлении меньших углов дифракции 2θ , т.е. к росту параметра решетки покрытий (см. таблицу).

Параметр решетки (a), среднеквадратичная шероховатость поверхности (R_q), твердость (H) и модуль упругости (E) покрытий TiAlN

Длительность ионной бомбардировки подложки, min	a , nm	R_q , nm	H , GPa	E , GPa
—	0.418	22	20.9	334
1	0.419	16	22.7	332
6	0.421	21	26.5	334
12	0.422	22	27.0	342

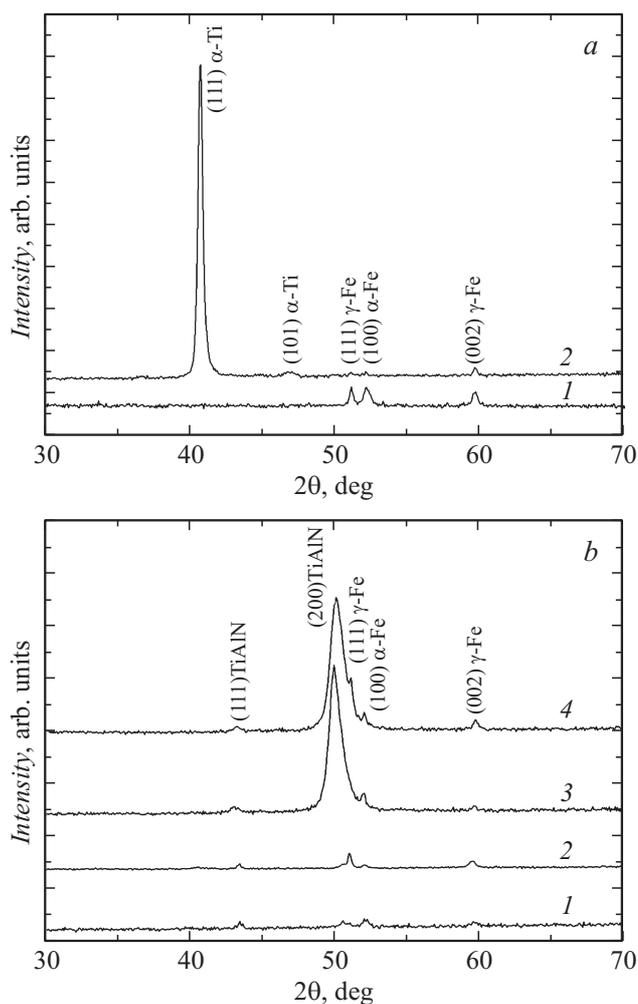


Рис. 1. *a* — рентгенограммы подложки из стали 12X18H9T до (1) и после (2) ионной обработки в течение 12 min. *b* — рентгенограммы покрытий TiAlN, нанесенных на подложки в исходном состоянии (1) и предварительно обработанные ионами Ti^+ в течение 1 (2), 6 (3) и 12 min (4).

Так, в случае обработки подложки в течение 1 min параметр решетки фазы TiAlN составляет 0.419 nm, а после бомбардировки в течение 6 и 12 min он увеличивается до 0.421 и 0.422 nm соответственно. Следует также отметить, что на рентгенограммах покрытий отсутствуют пики Ti, которые наблюдались при исследовании подложки, подвергнутой ионной обработке.

2.2. Атомно-силовая микроскопия

Исследование морфологии поверхности покрытий TiAlN методом АСМ показало, что все исследованные образцы характеризуются мелкозернистым рельефом поверхности (рис. 2). Видно, что покрытие TiAlN состоит из неравноосных кристаллитов, которые формируют агломераты. Средний латеральный размер зерен на поверхности покрытия не зависит от продолжительности обработки ионным пучком Ti и составляет 250–300 nm.

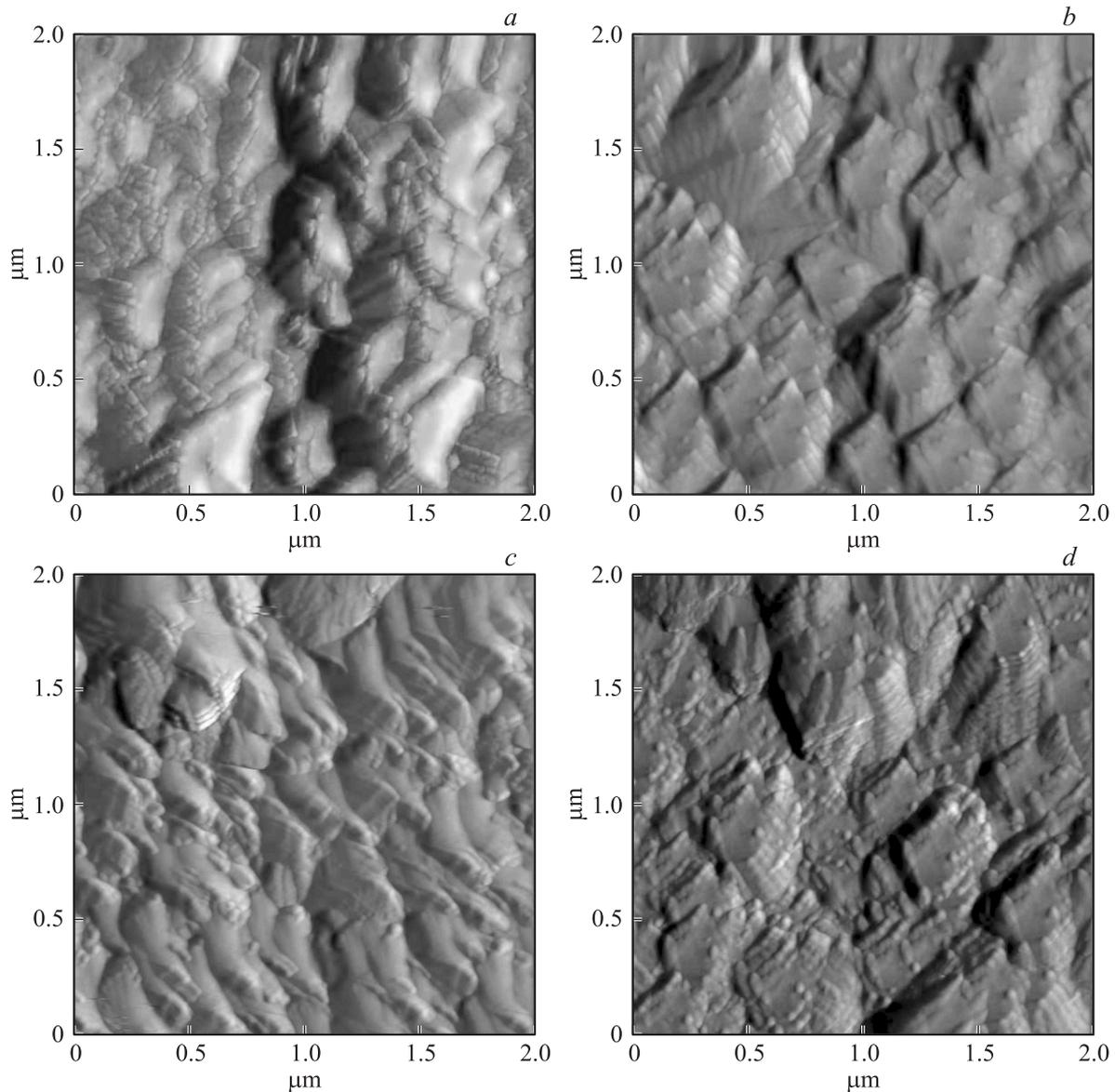


Рис. 2. АСМ-изображения поверхности покрытий TiAlN, нанесенных на подложки из стали 12X18H9T в исходном состоянии (*a*) и обработанные ионами Ti в течение 1 (*b*), 6 (*c*) и 12 мин (*d*).

Значения среднеквадратичной шероховатости поверхности, полученные из анализа АСМ-изображений размером $2 \times 2 \mu\text{m}$, приведены в таблице. Как видно из представленных данных, все исследованные покрытия обладают примерно одинаковой шероховатостью. Некоторое снижение шероховатости имеет место только у покрытий, нанесенных на подложку, подвергнутую ионной обработке в течение 1 мин.

2.3. Просвечивающая электронная микроскопия

На рис. 3 показаны светлопольные ПЭМ-изображения поперечного сечения покрытий TiAlN, нанесенных на подложки, подвергнутые ионной бомбардировке в течение 1 и 12 мин. Как видно из рисунка, в обоих случаях

между покрытием и подложкой формируется переходный слой с равноосной зеренной структурой, толщина которого составляет 100 и 200 нм соответственно. Путем анализа картин микродифракции установлено, что данный слой представляет собой TiN.

Важным результатом бомбардировки стальной подложки ионами Ti является изменение структуры ее поверхностного слоя, которое наиболее выражено после обработки в течение 12 мин. В данном слое толщиной ~ 400 нм формируются ферритные зерна размером 300–400 нм (рис. 3, *b*). Картины микродифракции свидетельствуют о наличии в данном слое нанокристаллических частиц фазы Fe_2Ti с ГПУ-структурой, возникших в результате имплантации в него ионов титана.

Покрытия TiAlN, нанесенные на стальные подложки в исходном состоянии и после ионной обработки в

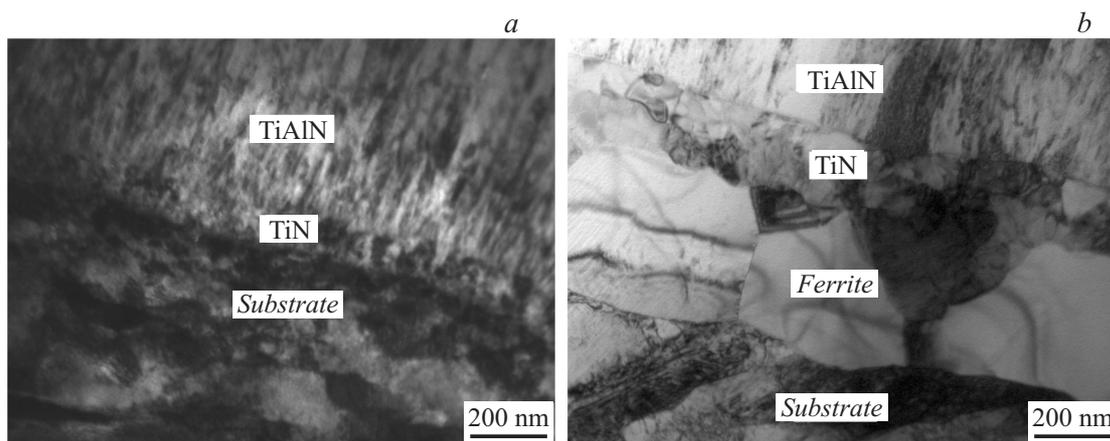


Рис. 3. Светлопольные ПЭМ-изображения области, прилегающей к границе раздела между покрытием TiAlN и стальной подложкой, подвергнутой ионной бомбардировке в течение 1 (a) и 12 min (b).

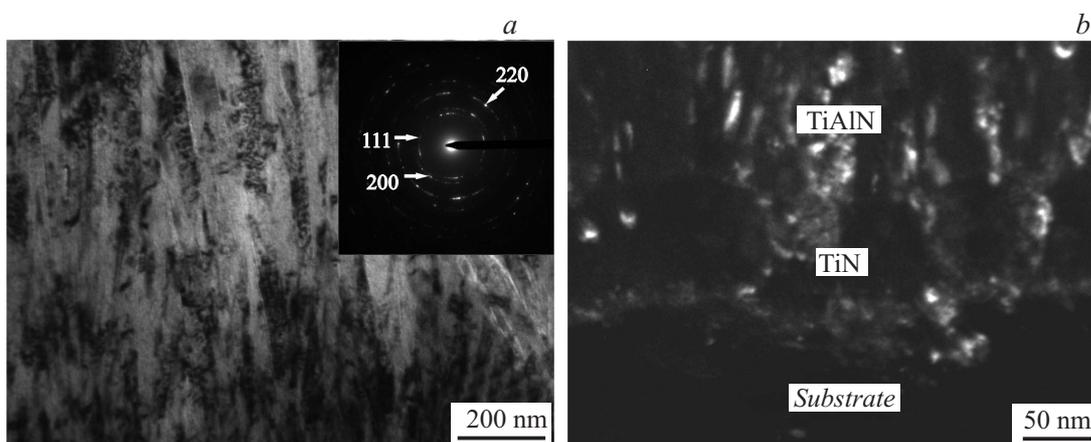


Рис. 4. Светлопольное (a) и темнопольное (b) ПЭМ-изображения поперечных сечений покрытий TiAlN, нанесенных на подложку из стали 12X18H9T после ионной обработки в течение 1 min. На картинке микродифракции стрелками указаны рефлексы, принадлежащие соответствующим плоскостям решетки TiAlN.

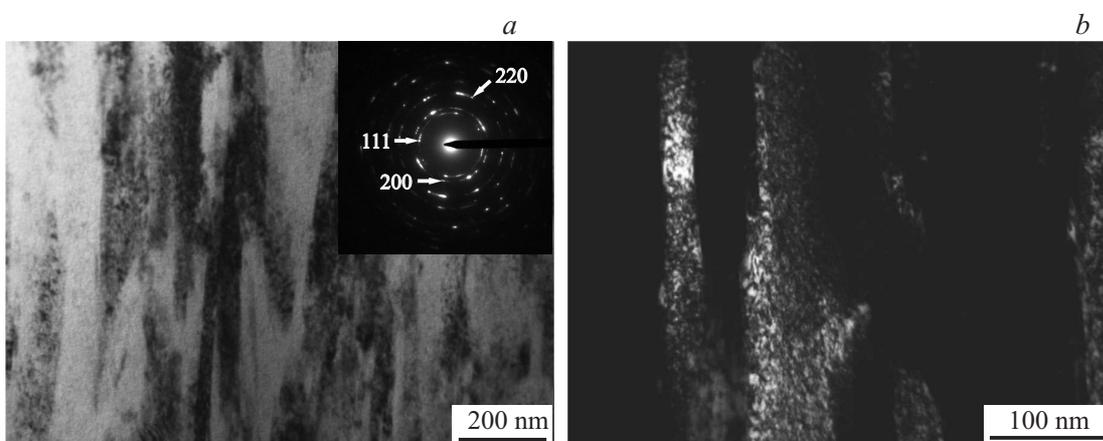


Рис. 5. Светлопольное (a) и темнопольное (b) ПЭМ-изображения поперечных сечений покрытий TiAlN, нанесенных на подложку из стали 12X18H9T после ионной обработки в течение 12 min. На картинке микродифракции стрелками указаны рефлексы, принадлежащие соответствующим плоскостям решетки TiAlN.

течение 1 min, характеризуются столбчатой структурой с наклонными границами зерен (рис. 4), которые обуславливают сильную неоднородность поперечного размера зерен в зависимости от расстояния до границы раздела с подложкой. Вблизи границы раздела TiAlN/TiN поперечный размер зерен в данных покрытиях составляет 30–40 nm, увеличиваясь до 150–200 nm вблизи свободной поверхности. В случае бомбардировки подложки ионами Ti в течение 6 и 12 min покрытия TiAlN имеют более однородную столбчатую структуру (рис. 5) с поперечным размером зерен 80–100 nm у границы раздела TiAlN/TiN и 100–120 nm вблизи поверхности. Границы зерен в данных покрытиях ориентированы преимущественно в направлении роста, т.е. перпендикулярно границе раздела покрытие/подложка. Анализ картин микродифракции, полученных от областей, находящихся в центре поперечного сечения покрытий TiAlN, выявил у всех исследованных образцов наличие рефлексов от плоскостей (111), (200) и (220) (см. врезки на рис. 4, а и 5, а).

2.4. Механические свойства

Исследование механических характеристик покрытий TiAlN методом наноиндентирования показало, что увеличение длительности предварительной обработки подложки из стали 12X18H9T ионными пучками приводит к росту твердости покрытий. Как видно из таблицы, твердость покрытия TiAlN, нанесенного на подложку после ионной бомбардировки в течение 12 min, примерно в 1.3 раза выше, чем твердость покрытий на исходной подложке. В то же время все исследованные покрытия характеризуются близкими значениями модуля упругости.

3. Обсуждение результатов

Согласно данным рентгеновского микроанализа, все исследованные покрытия, включая образец без предварительной обработки подложки, представляют собой соединение $Ti_xAl_{1-x}N$, где $x \sim 0.55$. В соответствии с результатами работ [22,23] для такого соотношения концентраций титана и алюминия параметр решетки твердого раствора TiAlN должен составлять 0.420–0.421 nm. Вероятной причиной меньшей величины параметра решетки покрытия TiAlN, нанесенного на исходную подложку (0.418 nm), могут быть растягивающие напряжения, действующие в плоскости покрытия, которые приводят к сжатию кристаллической решетки в направлении нормали к указанной плоскости [24]. Ввиду того, что на изменение параметра решетки покрытий могут оказывать влияние целый ряд факторов (внутренние напряжения, неоднородность структуры, химического и фазового состава покрытий, наличие дефектов и др.), определить точное значение растягивающих напряжений не представляется возможным. Однако если принять, что параметр решетки покрытий TiAlN изменяется только под действием растягивающих напряжений и в их

отсутствие составлял бы 0.421 nm, оценка величины данных напряжений дает 2.35 GPa. Поскольку химический состав всех покрытий одинаков, увеличение параметра решетки фазы TiAlN в покрытиях, нанесенных на подложки, подвергнутые ионной обработке, указывают на релаксацию в них растягивающих напряжений.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что ионная обработка подложки приводит к изменению текстуры покрытий TiAlN с (111) на (200). В общем случае, возникновение преимущественной ориентации в покрытиях связано с тем, что в процессе роста их структура формируется таким образом, чтобы обеспечить минимизацию их полной свободной энергии, которая зависит от соотношения вкладов поверхностной энергии и энергии упругой деформации. Если энергия упругой деформации покрытия невелика, т.е. в нем нет сильных внутренних напряжений, то основной вклад в увеличение свободной энергии в процессе формирования покрытия определяется его поверхностной энергией. Это способствует росту зерен с такой ориентацией, которая обладает минимальной поверхностной энергией. Для TiN, структура которого аналогична структуре ГЦК-фазы TiAlN, минимальную поверхностную энергию ($2.3 \cdot 10^{-4} \text{ J/cm}^2$ [25]) имеют плоскости (100). В свою очередь, плоскости (111) характеризуются существенно более высокой поверхностной энергией ($4.0 \cdot 10^{-4} \text{ J/cm}^2$ [25]). Поэтому если текстура покрытий определяется минимизацией их поверхностной энергии, то они должны иметь преимущественную ориентацию (200) [25,26], что и наблюдается в случае покрытий, нанесенных на подложки, подвергнутые ионной бомбардировке в течение 6 и 12 min. Однако если в покрытиях развиваются сильные напряжения, то их упругая энергия значительно возрастает. В этих условиях существенную роль в определении текстуры играет анизотропия упругих свойств в различных кристаллографических направлениях. Наименьшую упругую энергию будут накапливать кристаллиты с ориентацией, которая соответствует минимальному модулю упругости. Поэтому напряжения в покрытиях способствуют росту зерен именно с такой ориентацией. В случае нитрида титана минимальный модуль упругости соответствует плоскости (111) [25]. Таким образом, изменение преимущественной ориентации в покрытиях TiAlN с (111) на (200) подтверждает сделанный выше вывод о релаксации внутренних напряжений в покрытиях, нанесенных на подложки, подвергнутые ионной бомбардировке.

Если одним следствием ионной обработки подложки является изменение зеренной структуры покрытий. Можно полагать, что оно обусловлено двумя факторами. Во-первых, в процессе ионной бомбардировки происходит существенный нагрев подложки, интенсивность которого выше в случае длительной обработки (6 и 12 min), а температура достигает максимума вблизи поверхности подложки [27,28]. Согласно зонной структурной модели формирования пленок и покрытий Торнтонна [29], которая является развитием модели Мовчана–Демчишина [30], температура подложки оказывает определяющее влияние на структуру

формирующихся вакуумных конденсатов. При низких гомологических температурах (отношение температуры подложки к температуре плавления материала T_s/T_m) низкая подвижность адатомов приводит к формированию в покрытиях конусообразных зерен с большим количеством дефектов на их границах. Подобная зеренная структура характерна для покрытий TiAlN, нанесенных на необработанную подложку, а также при обработке в течение 1 min. Повышение температуры подложки, которое имеет место при обработке длительностью 6 и 12 min, обеспечивает увеличение диффузионной подвижности адатомов и уменьшение числа зародышей. В таких условиях растущие зерна могут наследовать ориентацию подложки, т.е. формироваться посредством эпитаксиального роста. В результате структура покрытий характеризуется наличием столбчатых зерен, разделенных плотными вертикальными границами. В исследованных покрытиях TiAlN подобный механизм формирования возможен из-за наличия промежуточного подслоя TiN, который является вторым фактором, обуславливающим изменение зеренной структуры. Подобный эпитаксиальный рост, при котором столбчатые зерна прорастают через границу раздела между слоями TiN и TiAlN, ранее наблюдался при нанесении многослойных покрытий TiAlN/TiN [16,31].

Формирование промежуточного слоя TiN между покрытием и подложкой, по-видимому, является результатом азотирования тонкой пленки Ti, возникшей в результате ионной бомбардировки подложки. Осаждение покрытий TiAlN происходило посредством распыления мишени Ti–Al в атмосфере азота. Причем между окончанием ионной бомбардировки подложки и началом распыления мишени имелся интервал, продолжительностью около 5 min, во время которого рабочая камера заполнялась азотом. Поскольку осаждение покрытий проводилось при температуре 280°C, а ионная бомбардировка подложки вызывала ее дополнительный нагрев, можно полагать, что образование слоя TiN является результатом диффузии азота в титан перед началом осаждения покрытий. Подобное азотирование промежуточного подслоя Ti и его превращение в нитрид титана ранее наблюдались в работе [31].

Ионная обработка подложки позволила существенно повысить твердость покрытий TiAlN. Известно, что твердость покрытий TiAlN существенно зависит от относительного содержания в них титана и алюминия. Максимальная твердость достигается при концентрации Al около 50% [22,23]. При дальнейшем увеличении концентрации алюминия начинается резкое снижение твердости покрытий, обусловленное формированием ГПУ-фазы AlN. Таким образом, химический состав исследованных покрытий, в которых концентрация алюминия составляет 45%, близок к оптимальному для достижения максимальной твердости. Твердость покрытий TiN и TiAlN возрастает с увеличением в них сжимающих напряжений [32,33]. Соответственно растягивающие напряжения оказывают противоположный эффект: чем выше их величина, тем меньше твердость покрытий.

Поэтому одной из основных причин повышения твердости покрытий TiAlN с увеличением длительности ионной обработки подложки является релаксация в них растягивающих напряжений. Другими факторами, обуславливающими повышение твердости покрытий после ионной обработки подложки, могут быть изменение их зеренной структуры и преимущественной ориентации, а также модификация поверхностного слоя подложки. Так, в работе [34] было показано, что изменение текстуры кристаллитов TiN с (111) на (200) приводит к резкому повышению твердости покрытий.

Заключение

Проведенные исследования показали, что предварительная ионная обработка стальной подложки оказывает существенное влияние на структуру и механические свойства покрытий TiAlN. Бомбардировка подложки ионами Ti приводит к модифицированию ее поверхностного слоя и формированию на ней тонкой пленки Ti, которая трансформируется в TiN после заполнения рабочей камеры азотом. Образование данной пленки, а также существенное повышение температуры подложки после ее ионной обработки вызывают увеличение диффузионной подвижности адатомов и способствуют эпитаксиальному росту столбчатых зерен с прямыми границами. Изменение характера роста приводит не только к изменению структуры покрытий, но и к релаксации в них внутренних напряжений. Это обеспечивает повышение твердости покрытий TiAlN в 1.3 раза по сравнению с покрытиями, нанесенными на необработанную подложку.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 гг. и проекта РФФИ № 14-01-92005. Экспериментальные исследования проводились на приборах ЦКП „НАНОТЕХ“ Института физики прочности и материаловедения СО РАН и Томского регионального ЦКП Томского государственного университета.

Список литературы

- [1] *Posti E.* // *Wear.* 1989. Vol. 129. N 2. P. 273–283.
- [2] *Hedenqvist P., Olsson M., Wallen P., Kassman A., Hogmark S., Jacobson S.* // *Surf. Coat. Technol.* 1990. Vol. 41. N 2. P. 243–256.
- [3] *Djomeni L., Mourier T., Minoret S., Fadloum S., Piallat F., Burgess S., Price A., Zhou Y., Jones C., Mathiot D., Maitrejean S.* // *Microelectron. Eng.* 2014. Vol. 120. P. 127–132.
- [4] *Selvakumar N., Barshilla H.C.* // *Sol. Energy Mater. Sol. Cells.* 2012. Vol. 98. P. 1–23.
- [5] *Liu W., Hu H., Pu N., Liang S.* // *J. Alloys Comp.* 2015. Vol. 631. P. 146–152.
- [6] *Wang D., Chiu M.* // *Surf. Coat. Technol.* 2002. Vol. 156. N 1–3. P. 201–207.

- [7] *Chim Y., Ding X., Zeng X., Zhang S.* // *Thin Solid Films*. 2009. Vol. 517. P. 4845–4849.
- [8] *McIntyre D., Green J.E., Hakansson G., Sundgren J.-E., Münz W.-D.* // *J. Appl. Phys.* 1990. Vol. 67. N 3. P. 1542–1553.
- [9] *Kawate M., Hashimoto A.K., Suzuki T.* // *Surf. Coat. Technol.* 2003. Vol. 165. N 2. P. 163–167.
- [10] *Roos J.R., Celis J.P., Vancoille E., Veltrop H., Boelens S., Jungblut F., Ebberink J., Homberg H.* // *Thin Solid Films*. 1990. Vol. 193–194. P. 547–556.
- [11] *PalDey S., Deevi S.C.* // *Mater. Sci. Eng. A*. 2003. Vol. 342. P. 58–79.
- [12] *Madan A., Kim I.W., Cheng S.C., Yashar P., Dravid V.P., Barnett S.A.* // *Phys. Rev. Lett.* 1997. Vol. 78. N 9. P. 1743–1746.
- [13] *Liu Z.-J., Shum P.W., Shen Y.G.* // *Thin Solid Films*. 2004. Vol. 468. N 1–2. P. 161–166.
- [14] *Carvalho S., Ribeiro E., Rebouta L., Pacaud J., Goudeau Ph., Renault P.O., Riviere J.P., Tavares C.J.* // *Surf. Coat. Technol.* 2003. Vol. 172. P. 109–116.
- [15] *Табakov В.П., Чухранов А.В.* Износостойкие покрытия режущего инструмента, работающего в условиях непрерывного резания. Ульяновск: УлГТУ, 2007. 255 с.
- [16] *Suzuki T., Huang D., Ikuhara Y.* // *Surf. Coat. Technol.* 1998. Vol. 107. N 1. P. 41–47.
- [17] *Schönjahn C., Bamford M., Donohue L.A., Lewis D.B., Forder S., Münz W.-D.* // *Surf. Coat. Technol.* 2000. Vol. 125. N 1–3. P. 66–70.
- [18] *Shum P.W., Li K.Y., Shen Y.G.* // *Surf. Coat. Technol.* 2005. Vol. 198. N 1–3. P. 414–419.
- [19] *Wang D.-Y., Chang C.-L., Wong K.-W., Li Y.-W., Ho W.-Y.* // *Surf. Coat. Technol.* 1999. Vol. 120–121. P. 388–394.
- [20] *Панин А.В., Казаченок М.С., Шузуров А.Р., Сергеев В.П.* // *ЖТФ*. 2012. Т. 15. № 6. С. 44–52.
- [21] *Culliy B.D., Stock S.R.* Elements of X-ray diffraction. 3rd Edition. Prentice-Hall, New Jersey, USA, 2001. 664 p.
- [22] *Ikeda T., Satoh H.* // *Thin Solid Films*. 1991. Vol. 195. P. 99–110.
- [23] *Zhou M., Makino Y., Nose M., Nogi K.* // *Thin Solid Films*. 1999. Vol. 339. P. 203–208.
- [24] *Sammarata R.C., Eby R.K.* // *J. Mater. Res.* 1991. Vol. 6. N 5. P. 888–890.
- [25] *Pelleg J., Zevin L.Z., Lungo S.* // *Thin Solid Films*. 1991. Vol. 197. P. 117–128.
- [26] *Oh U.C., Je J.H., Lee J.Y.* // *J. Mater. Res.* 1995. Vol. 10. N 3. P. 634–639.
- [27] *Myers M.T., Sencer B.H., Shao L.* // *Nucl. Instrum. Methods B*. 2012. Vol. 272. P. 165–168.
- [28] *Xie F.Y., Gong L., Liu X., Tao Y.T., Zhang W.H., Chen S.H., Meng H., Chen J.* // *J. Electron. Spectrosc. Relat. Phenom.* 2012. Vol. 185. P. 112–118.
- [29] *Thornton J.A.* // *Ann. Rev. Mater. Sci.* 1977. Vol. 7. P. 239–260.
- [30] *Мовчан Б.А., Демчишин А.В.* // *ФММ*. 1969. Т. 28. № 4. С. 653–660.
- [31] *Cairney J.M., Harris S.G., Munroe P.R., Doyle E.D.* // *Surf. Coat. Technol.* 2004. Vol. 183. P. 239–246.
- [32] *Martin P.J., Bendavid A., Netterfield R.P., Kinder T.J., Jahan F., Smith G.* // *Surf. Coat. Technol.* 1999. Vol. 112. P. 257–260.
- [33] *Derfingher V., Brändle H., Zimmerman H.* // *Surf. Coat. Technol.* 1999. Vol. 113. P. 286–292.
- [34] *Patscheider J., Zehnder T., Diserens M.* // *Surf. Coat. Technol.* 2001. Vol. 146–147. P. 201–208.