ФИЗИКОХИМИЯ ПОВЕРХНОСТИ И ЗАЩИТА МАТЕРИАЛОВ, 2024, том 60, № 3, с. 288–297

НОВЫЕ ВЕЩЕСТВА, МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ

УДК 621.762:539.121.8.04

МОРФОЛОГИЯ, СОСТАВ И СВОЙСТВА БЕЗВОЛЬФРАМОВЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ “TiC-TiNi”, ОБЛУЧЕННЫХ МОЩНЫМ ИОННЫМ ПУЧКОМ

© 2024 г. А. М. Бадамшин [a, *], С. Н. Несов [a, c], В. С. Ковивчак [b, c], Е. В. Князев [a, c], Е. А. Рогачев [a]

[a] Омский государственный технический университет, Проспект Мира, 11, Омск, 644050 Россия
[b] Омский государственный университет им. Ф.М. Достоевского, Проспект Мира, 55-А, Омск, 644077 Россия
[c] Омский научный центр Сибирского отделения РАН, пр-кт Карла Маркса, 15, Омск, 644024, Россия
**e-mail: Artembadamschin@mail.ru*

Поступила в редакцию 26.02.2024 г.
После доработки 10.07.2024 г.
Принята к публикации 25.08.2024 г.

Исследовано изменение морфологии, фазового и химического состава поверхностных слоев безвольфрамового твердого сплава TiC–TiNi при воздействии мощного ионного пучка наносекундной длительности. С помощью рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии установлено, что ионное облучение приводит к формированию дополнительных карбидных соединений на поверхности интерметаллидной связки TiNi. С использованием рентгеноструктурного анализа экспериментально показано, что воздействие импульсного ионного пучка приводит к снижению в поверхностном слое концентрации хрупких интерметаллидных фаз с избыточным содержанием никеля. Установлено, что однократное облучение импульсным ионным пучком существенно снижает скорость изнашивания твердого сплава при абразивном трении, что, предположительно, связано с изменением химического и фазового состава поверхностных слоев облучаемых образцов.

Ключевые слова: безвольфрамовые твердые сплавы, карбид титана, никелид титана, мощный ионный пучок

DOI: 10.31857/S0044185624030082, **EDN**: MDUDYZ

ВВЕДЕНИЕ

Металлокерамические твердые сплавы представляют собой композиционные материалы на основе твердых частиц (карбидов и карбонитридов переходных металлов) и более “мягкой” связующей фазы, в качестве которой применяются, различные металлы и интерметаллидные соединения [1]. Наиболее широкое распространение получили твердые сплавы, где в роли упрочняющей фазы выступает карбид вольфрама WC, а роль связки выполняет кобальт. Это обусловлено сочетанием высокого значения предела прочности, твердости и теплопроводности WC с достаточной тугоплавкостью кобальта. Вместе с тем, дефицит WC и Co актуализирует исследования в области разработки новых составов, а также совершенствования технологии изготовления имеющихся твердых сплавов на безвольфрамовой основе. Наиболее распространенными в промышленности безвольфрамовыми твердыми сплавами (БВТС) являются сплавы на основе карбида (TiC) или карбонитрида титана (TiCN) с никель-молибденовой связкой. Данные БВТС

обладают, соизмеримым значением твердости со сплавами на основе WC, но уступают последним по пределу прочности и ударной вязкости, что ограничивает их область их применения [2]. Данная проблема привела к разработке сплавов системы “TiC-TiNi”, особенностью которых является протекание обратимого термоупругого мартенситного превращения в связке, что обеспечивает большее значение пластичности, чем у других БВТС, а также проявление демпфирующих и релаксационных свойств [3]. В целом, по механическим свойствам сплавы системы “TiC-TiNi” занимают промежуточное положение между традиционными вольфрамокобальтовыми твердыми сплавами и промышленно применяемыми БВТС на основе TiC. Главным недостатком БВТС является низкое значение твердости, что связано с высокой концентрацией TiNi в их составе (от ~20 до 70 об.%)

Группой перспективных методов улучшения свойств твердосплавных материалов является модификация их поверхностных слоев с использованием пучков заряженных частиц (протонов, ионов [4] и электронов [5]) а также лазерного излучения [6] с различной энергией, дозой и интенсивностью облучения. Основным преимуществом данных методов перед технологией нанесения износостойких покрытий является отсутствие ярко выраженной границы раздела “покрытие-основа”, приводящей к отслаиванию покрытия при работе изделия и более низкая стоимость процесса модификации. Наиболее распространенной является технология низко- и среднеэнергетического (E < 100 кэВ) непрерывного ионного облучения (ионная имплантация) твердосплавных материалов. Это обусловлено, главным образом, большой площадью генерируемых пучков (~10–20 см^2), что позволяет проводить модифицирование одновременно нескольких образцов. Основным недостатком данного метода при модифицировании твердосплавных материалов является малая глубина пробега ионов <100 нм, что, как правило, не позволяет получить эффективный функциональный слой, обеспечивающий высокий ресурс в течение длительного времени работы инструмента.

Обработка материалов мощными ионными пучками (МИП) наносекундной длительности имеет существеннее преимущества перед непрерывными пучками и лазерным излучением. Данные пучки отличаются высокой энергией ионов (от сотен кэВ до единиц МэВ), высокой плотностью ионного тока ~ до 250 А/см^2, малой длительностью воздействия ~ 30–100 нс, и высокой дозой облучения за импульс до ~10^{14} ион/см^2. Подобные режимы облучения обеспечивают быстрый ввод энергии в тонкий поверхностный слой, его разогрев, плавление, частичное испарение и последующее сверхбыстрое охлаждение и затвердевание. Протекание этих процессов может приводить к существенным изменениям субмикроструктуры компонентов твердых сплавов, образованию новых химических связей и фаз [7]. Стоит отметить, что изменения, происходящие при воздействии МИП на БВТС, изучены недостаточно, но представляют большой научный и практический интерес.

В настоящей работе исследовано влияние воздействия мощного ионного пучка наносекундной длительности на морфологию, состав и эксплуатационные характеристики поверхностных слоев БВТС состава (50 TiC – 50 TiNi) об.%.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Объектом исследования являлись спеченные образцы БВТС состава 50 TiC – 50 TiNi об.%. Образцы спекались из смеси спрессованных порошков карбида и никелида титана. Размер частиц карбида титана составлял от 1 до 5 мкм, никелида титана — от 5 до 50 мкм. Спекание образцов проводилось в вакуумной печи при давлении остаточных газов не выше $5\cdot10^{-5}$ Торр и температуре 1350 ± 10°C. Поверхность полученных образцов подвергалась механической шлифовке и полировке с применением абразивной бумаги и пасты на основе оксида хрома. Для удаления остатков абразива и пасты образцы обрабатывались в ультразвуковой ванне с этиловым спиртом.

Облучение образцов мощным ионным пучком проводилось на импульсном ускорителе “ТЕМП” (ОмГУ им. Ф.М. Достоевского). Параметры пучка: 30% H^+ + 70% C^+, средняя энергия ионов E ~ 250 кэВ, плотность тока пучка j ~150 А/см^2. В экспериментах число импульсов облучения (n) составляло 1, 2 и 5.

Исследование морфологии и элементного состава поверхности БВТС проводилось с использованием растровой электронной микроскопии (РЭМ) на электронном микроскопе JEOL Jeol JCM-5700 (Омский государственный технический университет (ОмГТУ) г. Омск), оборудованном приставкой для проведения энергодисперсионного анализа (ЭДА). РЭМ и ЭДА исследования проводились при ускоряющем напряжении 20 кВ. Фазовый состав, параметры кристаллических решеток компонентов и внутренних напряжений БВТС исследовались на рентгеновском

дифрактометре Shimadzu XRD-7000 (ОмГТУ, г. Омск) с использованием Cu_{Ka} -излученя (λ = 1.5406 Å).

Для исследования изменения химического состояния поверхностных слоев образцов, происходящих при воздействии МИП, был использован метод рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС). Исследования были выполнены на аналитическом комплексе Las-3000 (Riber). Для генерации рентгеновского излучения использовался немонохроматический источник с Al-анодом (энергия линии Al = 1486.6 эВ.). Диаметр пучка рентгеновского излучения составлял ~5 мм, толщина анализируемого поверхностного слоя составляла до 5 нм. Разрешение по энергии при регистрации спектров составляло 0.2 эВ. Регистрация спектров проводилась в сверхвысоком вакууме (~10^{-9} Торр). Для удаления загрязнений, адсорбированных на поверхности образцов, проводилось их травление пучком ионов аргона с энергией 3 кэВ в течении 20 минут. Расчетная средняя скорость ионного травления не превышает 0.5 нм/мин.

Испытание образцов на износостойкость при трении об абразив проводилось на специальном стенде по схеме “палец-диск”. Давление на образец P было постоянным и составляло 0.4 МПа. Скорость движения образца V = 2.1 м/с. В качестве контртела был использован абразивный круг на основе карбида кремния, величина зернистости которого по ГОСТ 3647-80 составляла 40 ед. Для оценки величины массового износа использовались аналитические электронные весы Ohaus P. 2114C с чувствительностью 10^{-4} гр. Для построения кривых изнашивания взвешивание образцов проводилось при достижении: 120, 360, 900, 1320 и 2400 секунд испытания.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены РЭМ-изображения образцов БВТС 50% TiC – 50% TiNi в исходном состоянии (а) и после воздействия МИП с различным числом импульсов (б–г). Микроструктура поверхности образца в исходном состоянии (рис. 1а) является гетерофазной, что подтверждается наличием карбидных зерен TiC (темные округлые участки) и интерметаллидной связки TiNi (светлые участки). Идентификация компонентов твердого сплава производилась методом анализа карт распределения титана, углерода и никеля по поверхности

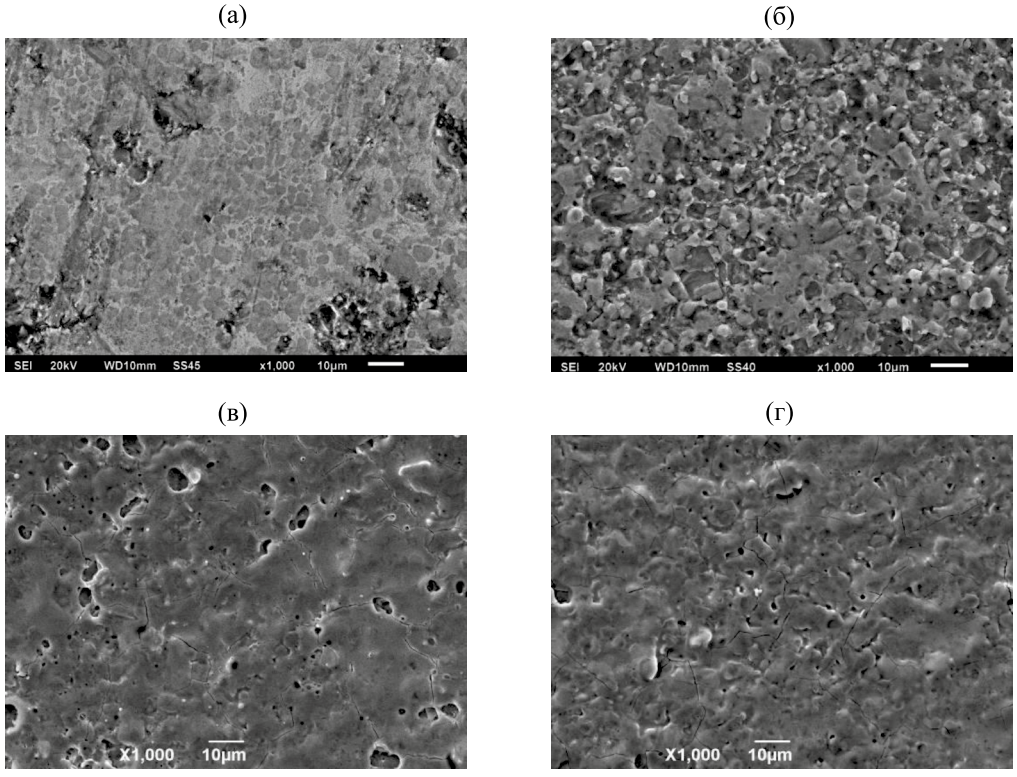

Рис. 1. РЭМ изображения поверхности БВТС (50% TiC–50% TiNi) в исходном состоянии (а), после одного (б), двух (в) и пяти (г) импульсов облучения МИП.

(рис. 2). Характерный размер карбидных зерен составляет ~1–5 мкм, а их распределение в связующей фазе является достаточно равномерным, что свидетельствует о качественном перемешивании порошковой смеси перед прессованием. Тем не менее на рис. 1а видны поры, образование которых происходит на этапе спекания. После однократного облучения МИП (рис. 1б) наблюдается оплавление поверхностного слоя БВТС, что сопровождается частичным размытием межфазных границ между карбидной и связующей составляющей БВТС. Увеличение числа импульсов облучения до 2 приводит к увеличению количества пор в поверхностном слое и возникновению микротрещин. Вероятно, поры образуются как в местах локализации приповерхностных пор, образовавшихся при перемешивании компонент сплава и спекании образцов, так и в местах неоднородного состава поверхностного слоя. Причиной образования микротрещин, вероятно, являются высокие значения растягивающих термомеханических напряжений, возникающих в поверхностном слое в условиях термоударного нагружения при воздействии ионного пучка и фазовая неоднородность твердого сплава. Пятикратное облучение МИП приводит к дальнейшему росту количества микротрещин и снижению размера образующихся пор, возможно из-за их частичного заполнения расплавом при многократном облучении.

Несмотря на отсутствие четких межфазных границ на поверхности однократно облученного образца (рис. 1б), анализ изображений, полученных методом ЭДА-картирования (рис. 3) позволяет проводить идентификацию компонентов БВТС. В данном случае участки обогощенные никелем являются связкой TiNi, титаном и углеродом – карбидными зернами TiC. Возможность явного различения участков, овтвечающих связке и карбидным зернам на ЭДА-картах облученного образца указывает на то, что толщина расплавленного слоя меньше глубины ЭДА- анализа, который составляет не более 1 мкм.

При этом на рис. 3 наблюдается увеличение размеров (площади) участков, отвечающих титану и углероду с отсутствием никеля (зерна TiC). Для выявления причин их увеличения проводился эксперимент по облучению МИП спрессованного и спеченного при 1400°C чистого TiC (рис. 4). В исходном состоянии (рис. 4а) поверхность TiC представляет собой спеченный спрессованный порошок с небольшим каличеством пор. Размер частиц соответствует исходному порошку и находится в диапазоне ~ от 1 до 5 мкм. После воздействия одного импульса МИП (рис. 4б) наблюдается оплавление значительной части зерен TiC. При этом, наиболее мелкие зерна порошка в результате плавления образуют конгломераты с более крупными, что и приводит к увеличению размера участков, отвечающих TiC

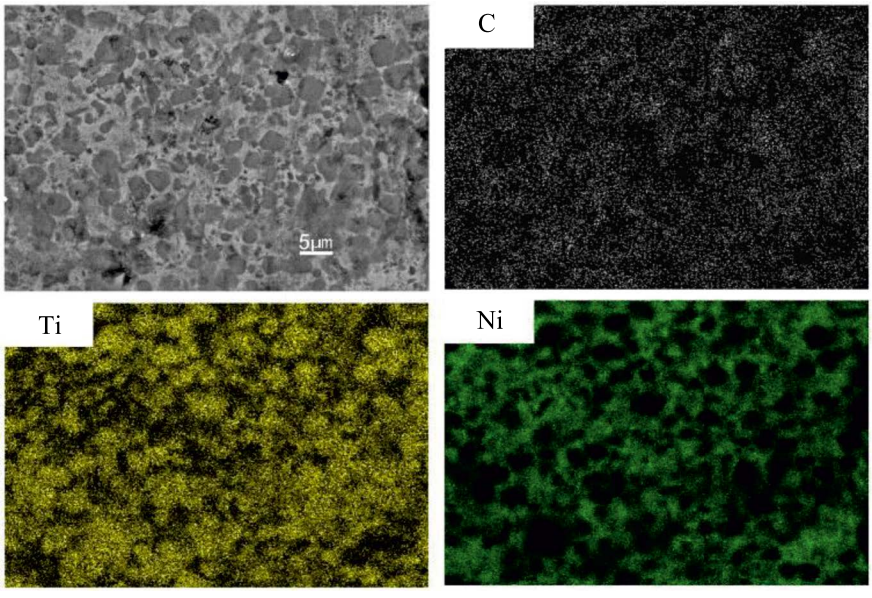

Рис. 2. ЭДА- карты распределения химических элементов по поверхности исходного БВТС.

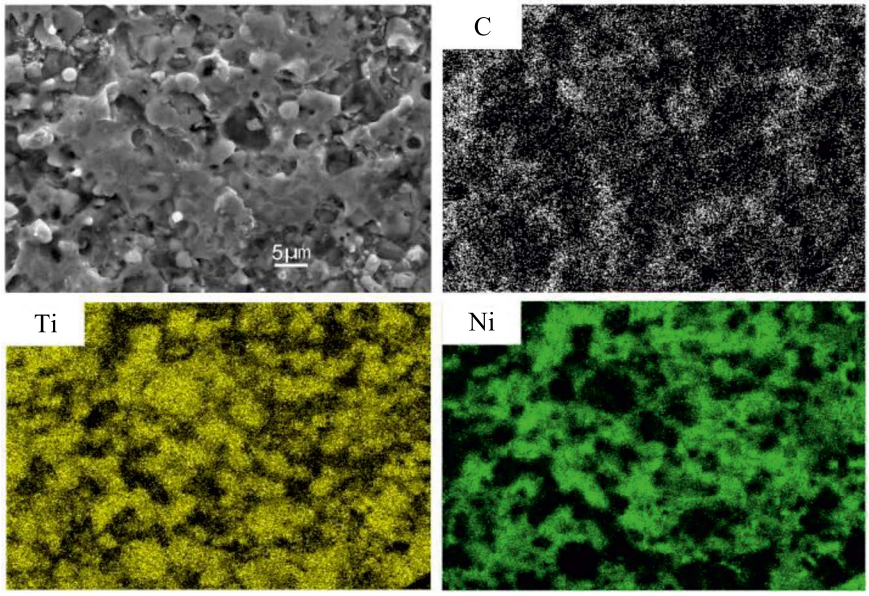

Рис. 3. ЭДА- карты распределения химических элементов по поверхности БВТС, облученного МИП с числом импульсов n = 1.

по данным ЭДА- анализа. Воздействие пяти импульсов МИП (рис. 4в) вызывает еще большее плавление поверхности образца: формируются локальные однородные оплавленные участки протяженностью ~ до 20–25 мкм. Полученные в данном эксперименте результаты позволяют говорить о том, что при воздействии МИП температура поверхности достигает температуры плавления карбида титана (~3260°C), что и является причиной перераспределения химических элементов на ЭДА-картах БВТС в результате облучения.

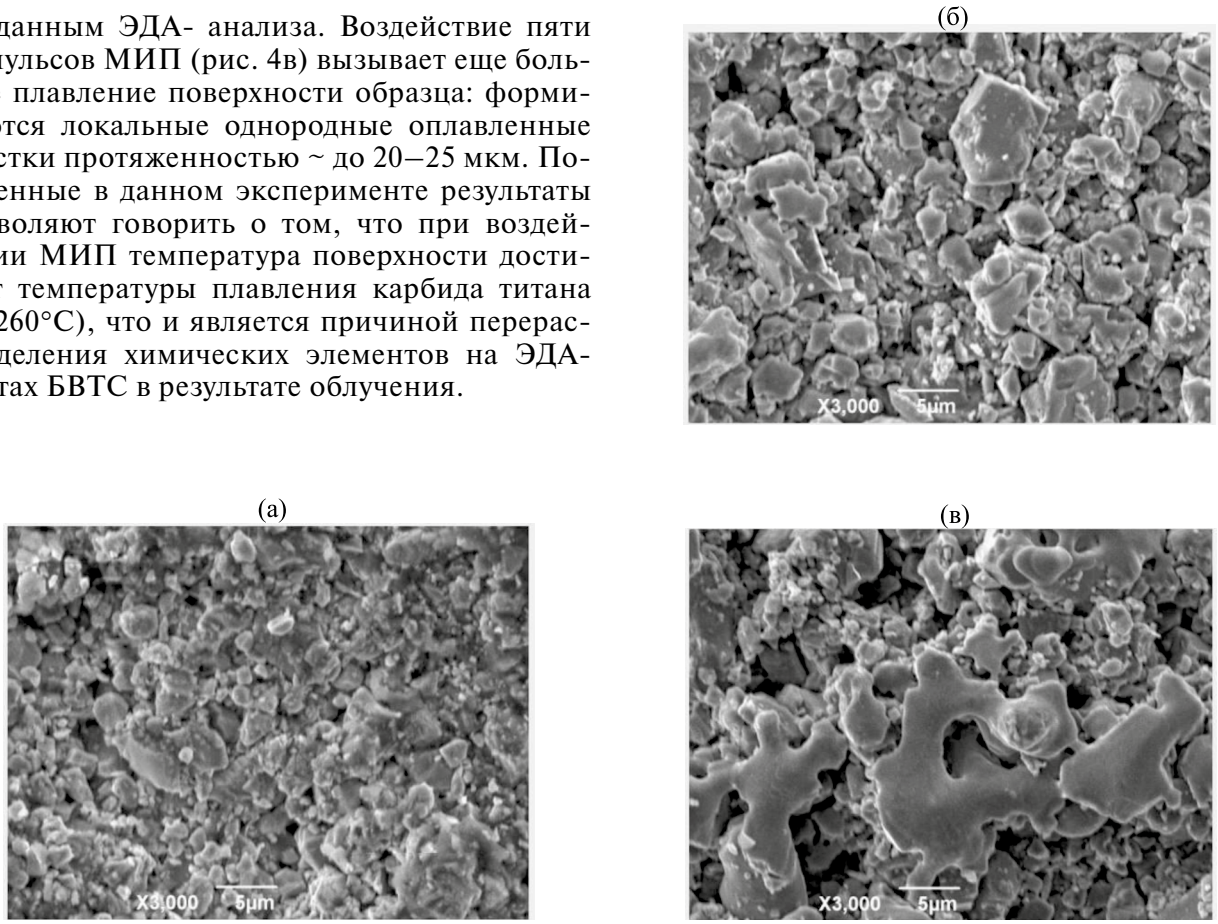

Рис. 4. РЭМ изображения поверхности спрессованного порошка TiC в исходном состоянии (а), после одного (б) и пяти (в) импульсов облучения МИП.

На рис. 5 представлены фрагменты дифрактограмм БВТС в исходном состоянии (а) и после однократного облучения МИП (б). На представленных дифрактограммах присутствуют рефлексы, отвечающие карбиду титана TiC, никелиду титана TiNi, и интерметаллидным фазам с избыточным содержанием никеля (Ti_3Ni_4, Ti_2Ni_3, $TiNi_3$). Наличие последних связано с перераспределением атомов титана из связки в карбидные зерна на этапе спекания образцов и является нежелательным, поскольку приводит к охрупчиванию БВТС [8]. На дифрактограмме облученного образца наблюдается значительное снижение интенсивности рефлекса, отвечающего фазе $TiNi_3$ (~ в 2.3 раза). Кроме того, на дифрактограмме исходного образца наблюдается рефлекс Ti_2Ni_3, а на дифрактограмме облученного – Ti_3Ni_4. Вероятнее всего, снижение количественного содержания $TiNi_3$ и отсутствие обогащенной никелем фазы Ti_2Ni_3 в поверхностных слоях модифицированного твердого сплава связано с процессом высокотемпературной сегрегации титана к поверхности БВТС при облучении. Подобный эффект при облучении интерметаллидных соединений никеля с титаном наблюдали в работе [9]. Удаление обогащенных никелем фаз может положительно сказаться на механических свойствах БВТС.

Рассчитанное значение параметра решетки a_{TiC} в результате модификации уменьшается с 4,287 Å до 4,281 Å, что может говорить о снижении концентрации углерода в зернах TiC [10]. Этот результат коррелирует с данными ЭДА-анализа (уменьшение содержания углерода в зернах TiC) и РЭМ-изображений (плавление TiC при воздействии МИП, приводящее к разрушению Ti-C связей и диффузии свободного углерода в TiNi).

Изменение химического состояния поверхностных слоев образцов после облучения МИП исследовалось методом РФЭС. На рис. 6 представлены РФЭС спектры углерода и титана, измеренные на исходном и однократно облученном образцах после проведения ионной очистки для удаления атмосферных загрязнений. В C_1s спектре исходного образца (рис. 6, кривая 1) углерод присутствует в нескольких химически неэквивалентных состояниях. Наиболее интенсивный компонент на энергии связи ~285 эВ отвечает свободному углероду в C=C/C–C связях [11]. Компонент на энергии связи ~282 эВ отвечает углероду, химически связанному с титаном в составе карбидных зерен [12]. Компоненты, расположенные на высоких энергиях связи (287.5 и 289 эВ), отвечают углероду в составе C–O и C=O связей [13]. В РФЭС C 1s спектре образца после однократного воздействия МИП (рис. 6, кривая 2) наблюдается перераспределение интенсивности компонентов: отмечается заметное увеличение относительной интенсивности компонента, отвечающего углероду в составе Ti-C связей.

Изменения в результате облучения также наблюдаются при анализе РФЭС Ti 2p спектров (рис. 6, кривые 3–4). Спектр Ti 2p является дублетом со спин-орбитальным расщеплением ~5.7 эВ. При обсуждении спектров использовалось положение наиболее интенсивной линии дублета ($Ti\ 2p_{3/2}$). Спектр исходного

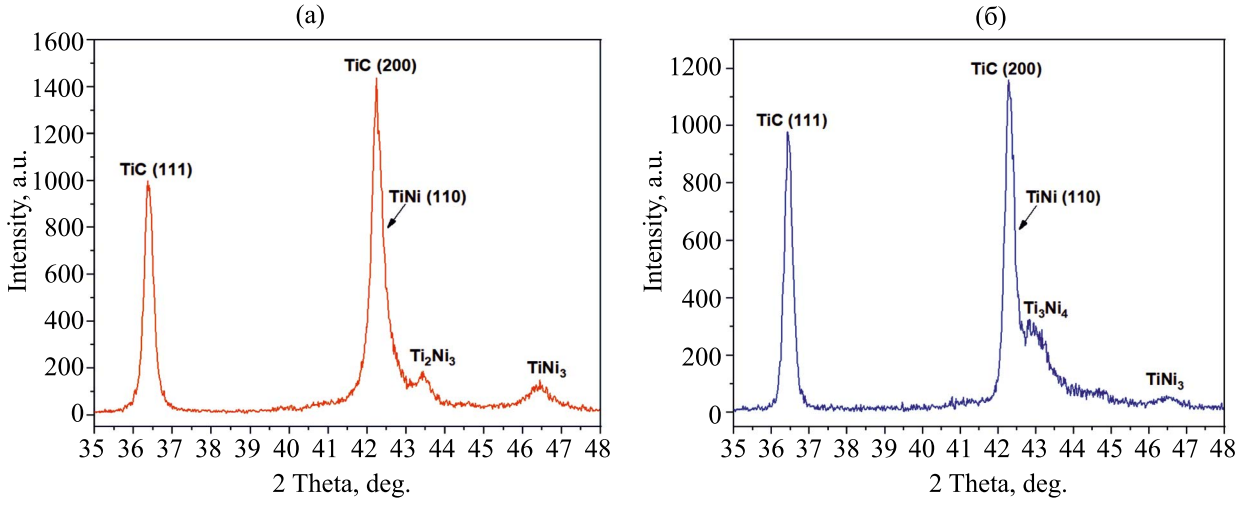

Рис. 5. Фрагменты дифрактограмм БВТС в исходном состоянии и после облучения МИП.

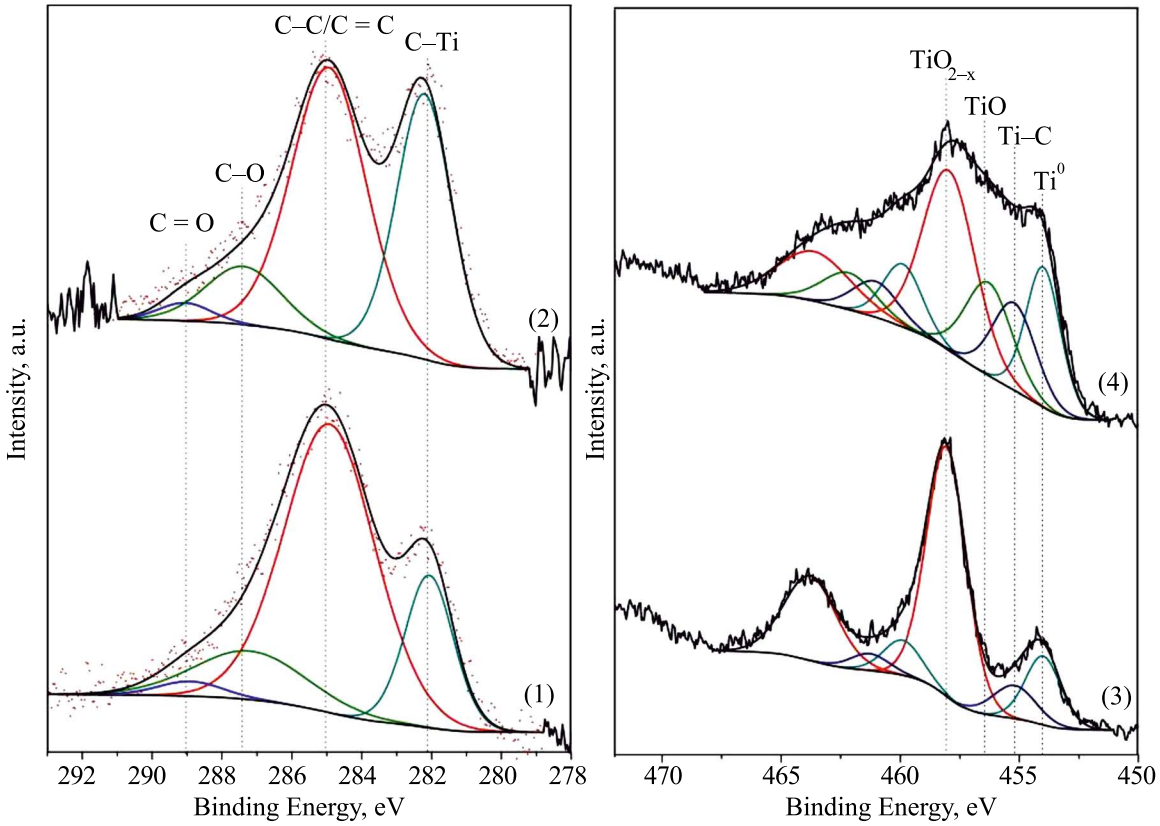

Рис. 6. C. 1s и Ti_2p РФЭС- спектры исходного и облученного МИП образцов.

образца аппроксимируется тремя дублетными компонентами. Максимум, расположенный на энергии связи ~458.2 эВ отвечает нестехиометрическому оксиду TiO_{2-x}, образование которого связано с частичным окислением титана в процессе спекания образцов и формированием естественного оксида на поверхности при дальнейшем их хранении при нормальных условиях. Компонент, пик которого локализован на энергиях связи ~454.9–455.1 эВ соответствует карбиду титана [14]. Максимум, энергия связи которого составляет 454.1 эВ отвечает металлическому титану [15], входящему в состав связующей фазы TiNi.

Воздействие мощного ионного пучка приводит к существенному изменению спектра Ti 2p. (рис. 6, кривая 4). Пик наиболее интенсивного максимума спектра локализован на энергии связи 458.1 эВ, что соответствует оксиду нестехиометрического состава TiO_{2-x}. Максимум на энергии связи 456.4 эВ, отвечает субоксиду титана TiO [16]. Помимо этого, спектр данного образца характеризуется значительным повышением интенсивности компонентов металлического титана (Ti°) и карбида титана (TiC). Это указывает на протекание процессов термической диссоциации оксидов титана и формирования дополнительных Ti-C связей в оплавленном поверхностном слое при обработке МИП.

Частичное восстановление оксидов титана на поверхности образца при воздействии пучка позволяет предположить, что одним из механизмов формирования дополнительных Ti-C связей в поверхностных слоях БВТС является карботермическое восстановление титана $TiO_2+3C \rightarrow TiC+2CO$ [17]. Источником протекания данной реакции могут являться поверхностно-адсорбированные углеродсодержащие загрязнения. Температура протекания данной реакции составляет ~1200°C и снижается при изменении стехиометрии оксида титана (в сторону уменьшения содержания кислорода).

Формирование карбида титана может происходить и по прямой реакции взаимодействия адсорбированного на поверхности углерода и титана входящего в TiNi. Учитывая результаты РЭМ- исследований, в которых показано плавление TiNi и TiC можно утверждать, что достигается необходимая температура (~1600°C) для протекания данной реакции.

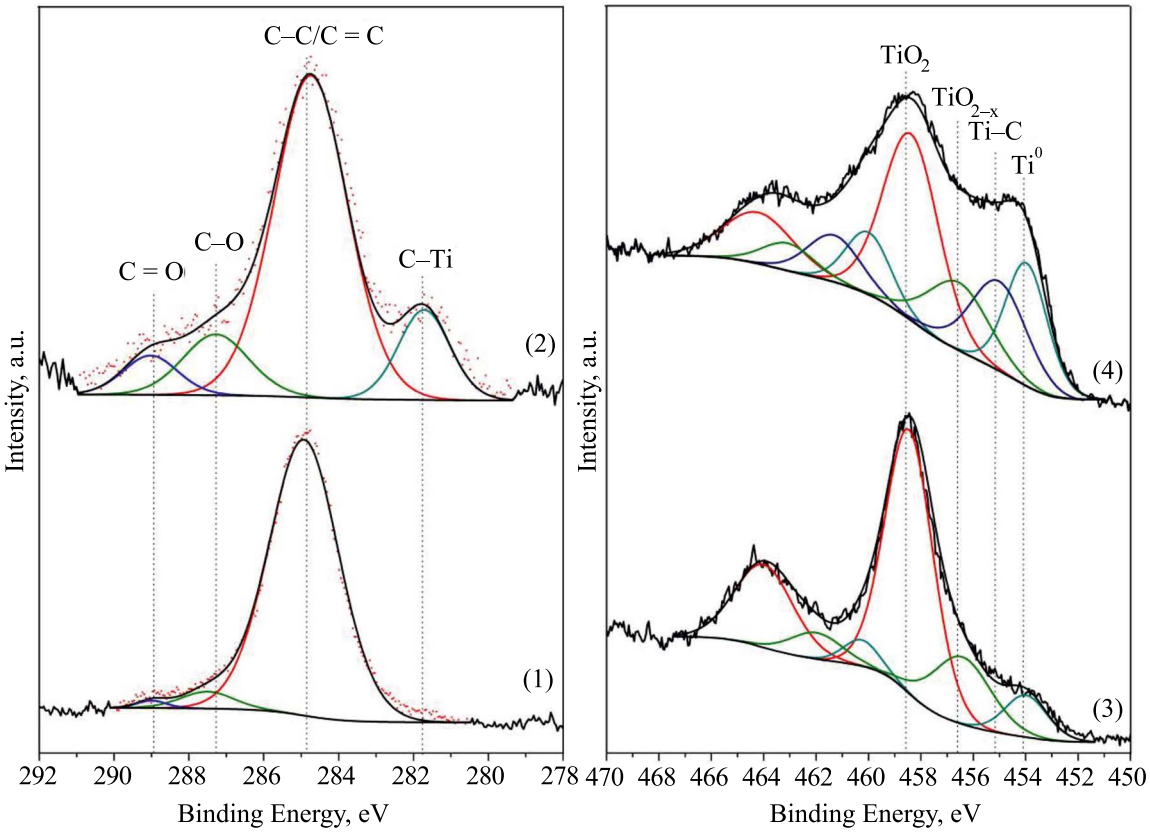

Рис. 7. C. 1s и Ti_2p РФЭС- спектры технически чистого титана марки ВТ1–0.

Помимо этого, формирование Ti-C связей может происходить при участии свободных атомов углерода, образовавшихся в результате диссоциации карбида титана в зернах с последующей их диффузией в связку. На возможность протекания данного процесса указывают результаты, полученные методом РСА (уменьшение концентрации углерода в TiC), а также РЭМ-изображения спрессованного порошка TiC (рис. 4) в которых подтверждается процесс плавление карбида титана при облучении МИП, при котором происходит разрушение Ti-C связей в карбидных зернах.

Для понимания возможных механизмов формирования карбида титана в процессе облучения БВТС был проведен анализ влияния мощного ионного пучка на поверхность технически чистого титана ВТ1–0 (Ti ~ 99.7% масс).

На рис. 7 (кривая 1) представлен XPS C. 1s спектр, измеренный на исходной поверхности титанового образца после хранения в условиях сверхвысокого вакуума (48 часов) и непродолжительного ионного травления для удаления поверхностных атмосферных загрязнений. Видно, что в спектре исходного образца, присутствует интенсивный компонент, отвечающий свободному углероду, а также слабоинтенсивные высокоэнергетические компоненты, связанные с углеродом в составе C-O/C=O связей. В C 1s спектре облученного титана (рис. 7 кривая 2) наблюдается наличие компонента на энергии связи ~282 эВ, отвечающего углероду в составе карбида титана.

В РФЭС Ti 2p спектре исходного образца наблюдаются дублетные компоненты, отвечающие оксиду титана TiO_2, металлическому титану, а также нестехиометрическому оксиду титана, который расположен в промежуточном слое между поверхностным оксидом и металлическим титаном. В Ti 2p спектре после облучения МИП наблюдается заметное снижение интенсивности компонента TiO_2 и увеличение интенсивности спектра со стороны низких энергий связи. Результат разложения (с учетом данных РФЭС анализа спектра углерода) показал, что кроме компонентов, отвечающих нестехиометрическому оксиду и металлическому титану в спектре присутствует компонент на энергии связи 455.1 отвечающий титану в составе карбида.

Протекание на поверхности БВТС и технически чистого титана идентичных процессов формирования Ti-C связей при воздействии МИП позволяет утверждать, что причиной их образования в твердом сплаве, главным образом, может служить взаимодействие поверхностно-адсорбированного на образцах углерода с металлическим титаном, либо карботермическое восстановление титана в результате высокотемпературного нагрева при воздействии МИП.

Для оценки износостойкости проводилось испытание образцов на трение об абразивный круг. Полученные кинетические кривые изнашивания представлены на рис. 8.

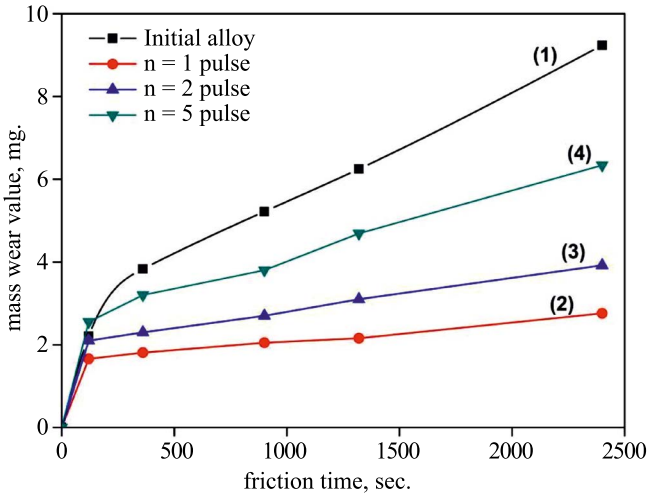

Рис. 8. Кинетические кривые изнашивания БВТС при трении об абразив: 1 – исходный образец; 2 – МИП – 1 импульс; 3 – МИП – 2 импульса; 4 – МИП – 5 импульсов.

Кинетическая кривая изнашивания исходного образца имеет вид, характерный для испытаний образцов твердых сплавов в подобный условиях [3]. На ней отмечается ярко выраженная стадия приработки в течении первых 200–350 секунд испытания, после чего наблюдается снижение скорости изнашивания, а сама кривая приобретает линейный вид. Общая потеря массы исходного образца после 2400 секунд трения составила 9,2 мг. Характер кривых изнашивания для образцов, модифицированных МИП, существенно отличается. Для всех облученных образцов наиболее интенсивный износ происходит в период приработки, который заканчивается после получения первой экспериментальной точки (120 секунд испытания) после чего наблюдается резкое снижение скорости изнашивания. Для этой точки общая потеря массы для образца однократно облученного МИП составила 2,7 мг, для образца, облученного двумя импульсами – 3,9 мг, пятью – 6,0 мг.

Примечательно, что наименьшей скоростью износа в начальный период времени (первая точка) характеризуется однократно облученный МИП образец. Это может быть связано с формированием TiC связей в поверхности образца при облучении, что подтверждается данными РФЭС. Величина массового износа образца, облученного МИП с числом импульсов (n) = 5 существенно выше, что может быть связано с увеличением количества микротрещин на его поверхности в результате модификации.

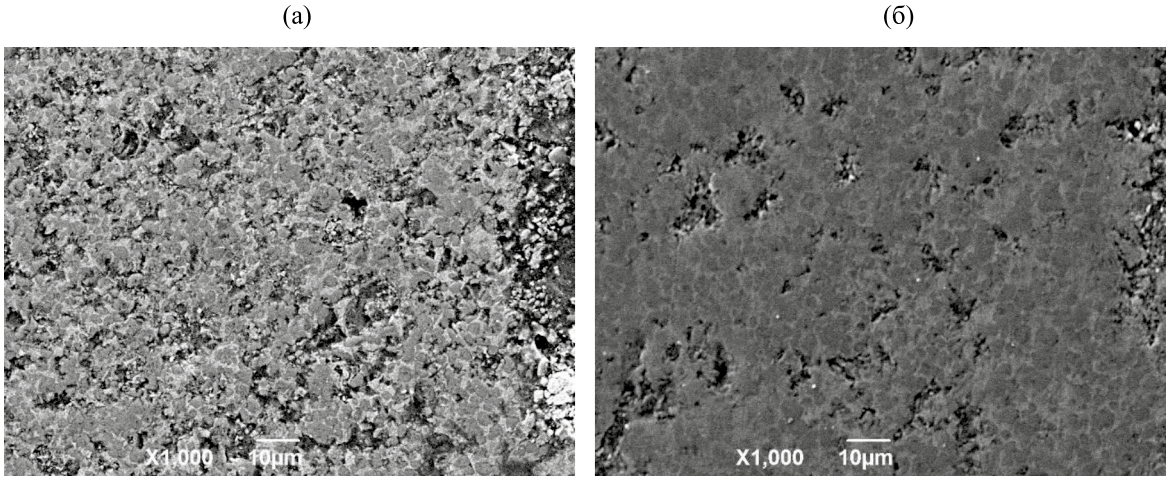

Рис. 9. РЭМ- изображения поверхности БВТС после испытания на абразивный износ: а – поверхность исходного образца, б – поверхность образца, облученного МИП (n = 1).

Представленные на рис. 9 изображения поверхности образцов после испытания на абразивное трение свидетельствуют о том, что на всей поверхности исходного образца присутствуют ярко выраженные очаги выкрашивания зерен TiC (рис. 9а). Поверхность облученного образца (рис. 9б) характеризуется значительно меньшим количеством очагов выкрашивания карбидных зерен.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе представлено комплексное исследование влияния воздействия мощного ионного пучка с энергией ионов E ~ 250 кэВ, плотностью тока пучка j ~ 150 А/см^2 и различной кратности импульсов облучения на морфологию, структуру, химическое состояние и износостойкость твердого сплава TiC–TiNi. Показано, что воздействие МИП приводит к плавлению поверхностного слоя твердого сплава. При этом увеличение кратности импульсов облучения приводит к формированию на поверхности образцов микротрещин, наличие которых может негативно сказываться на механических характеристиках материала. С применением метода РФЭС показано, что приповерхностная область облученных образцов содержит более высокое содержание карбида титана. С применением модельного эксперимента по облучению чистого титана на основе данных РФЭС были рассмотрены возможности реализации основных механизмов преобразования химического состояния твердого сплава при воздействии МИП: карботермическое восстановление оксидов титана, прямое взаимодействие адсорбированных на поверхности углеродных загрязнений на поверхности Ti, диффузия свободного углерода в процессе плавления карбидных зерен в связку TiNi. Результаты рентгенофазового анализа показали, что облучение МИП приводит к снижению в поверхностном слое интерметаллидных соединений $TiNi_3$, наличие которых, как правило, приводит к охрупчиванию твердых сплавов. Проведенные исследования показали повышение износостойкости облученного МИП твердого сплава, вследствие изменения его химического и фазового состава в поверхностном слое. Полученные в работе результаты могут быть использованы при разработке режимов поверхностного модифицирования твердосплавных инструментов на основе TiC.

ФИНАНСИРОВАНИЕ

Работа выполнена в рамках государственных заданий Омского научного центра СО РАН (номер госрегистрации проектов 121021600004-7 и 124022500291-6).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Кульков С.Н.* // Физическая мезомеханика. 2005. Т. 8. № 6. С. 79.
2. *Бадамшин А.М., Поворознюк С.Н., Акимов В.В., Рогачев Е.А. и др.* // Омский научный вестник. 2023. № 1(185). С. 31.
3. *Акимов В.В.* // Трение и износ. 2005. Т. 26. № 2. С. 197.
4. *Полещенко К.Н., Худякова О.Д.* // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 8(140). С. 29.
5. *Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Иванов К.В., Моховиков А.А. и др.* // 2016. № 5. С. 74
6. *Tyurin A., Nagavkin S., Malikov A., Orishich A.* // Surface Engineering. V. 31. № 1. P. 74
7. *Nesov S.N., Kovivchak V.S., Badamshin A.M.* // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B Beam Interactions with Materials and Atoms. 2022. V. 531. № 5. P. 74
8. *Акимов В.В., Калачевский Б.А., Пластинина М.В., Кузнецов А.И.* Омский научный вестник. 2002. № 19. С. 76.
9. *Мейснер Л.Л., Нейман А.А., Семин В.О., Гудимова Е.Ю. и др.* // Известия вузов. Физика. 2019. Т. 62. № 8(740). С. 112.
10. *Зуева Л.В., Гусев А.И.* // Физика твердого тела. 1999. Т. 41. № 7. С. 1134.
11. *Asim N., Amin M.H., Alghoul M.A., Sulaiman S.N.A., Razali H., et al.* // Journal of Natural Fibers. 2019. P. 1.
12. *Magnuson M., Lewin E., Hultman L., Jansson U.* // Physical Review B. 2009. V. 80. №. 23. P. 245435.
13. *Cai Z., Qiu Y.* // Journal of Applied Polymer Science. 2005. V. 99 № 5. P. 2233.
14. *Cao H., Qi F., Ouyang X., Zhao N., Zhou Y., et al.* // Materials. 2018. № 11. P. 1742.
15. *Li Y., Wei S., Cheng X., Zhang T., et al.* // Surface and Coating Technology. 2008. № 202, P. 3017.
16. *Limbu T.B., Chitara B., Orlando D.J., Garcia Cervantes M.Y., et al.* // Journal of Materials Chemistry C. 2020. № 8. P. 4722.
17. *Maitre A., Tetard D., Lefort P.* // Journal of the European Ceramic Society. 2000. V. 20. № 1. P. 1801.