

Модификация структуры и механических свойств поверхностного слоя меди, легированной атомами титана под действием компрессионных плазменных потоков

**Н. Н. Черенда, А. П. Ласковнев, А. В. Басалай, В. В. Углов,
В. М. Анищик, В. М. Асташинский, А. М. Кузьмицкий**

Исследованы структура, фазовый состав и механические свойства поверхностного слоя меди, легированной атомами титана при воздействии компрессионных плазменных потоков на систему "покрытие титана – медь". Установлено, что основная фазовая составляющая легированного слоя — пересыщенный твердый раствор замещения Cu(Ti). Легирование компрессионными плазменными потоками (КПП) позволяет увеличить микротвердость поверхностного слоя в 1,5 раза и уменьшить коэффициент трения в 2,5 раза. Последующий отжиг ведет к распаду пересыщенного твердого раствора с выделением мелкодисперсных интерметаллидов и увеличению микротвердости в 2 раза, по сравнению с исходным состоянием.

Ключевые слова: медь, компрессионные плазменные потоки, легирование, пересыщенный твердый раствор, текстура, микротвердость, коэффициент трения.

The results of structure, phase composition and mechanical properties investigations of copper M1 surface layer alloyed by titanium atoms under the action of compression plasma flows on the "titanium coating-copper" system are presented in the work. It has been established that supersaturated substitutional solid solution Cu(Ti) is the main phase component of the alloyed layer. Alloying by the compression plasma flows allows to increase the surface layer microhardness in 1,5 times and to decrease the friction coefficient in 2,5 times. The following annealing leads to the decomposition of the supersaturated solid solution with the precipitation of fine-dispersed intermetallides resulting in 2 times the microhadness increase in comparision with the initial state.

Key words: Copper, compression plasma flows, alloying, supersaturated solid solution, microhadness, friction coefficient.

Введение

Медь и медные сплавы широко используются в электротехнике и машиностроении [1], поскольку эти материалы имеют высокие электро- и теплопроводность, а также пластичность и технологичность. Однако, для работы в условиях повышенных температур, коррозии и износа медные сплавы обладают недостаточной стойкостью. В последнее время актуальны исследования как в области создания новых сплавов меди, так и в области разработки новых методов модификации ее свойств.

Одним из перспективных типов сплавов меди являются сплавы с титаном [2 – 4]. Такие сплавы по своим физико-механическим свойствам могут в дальнейшем заменить широко используемые бериллиевые бронзы, недостатками которых являются высокая стоимость и использование токсичного бериллия.

Использование современных пучковых технологий, таких как лазерное поверхностное легирование [2], электроискровое легирование [5], легирование КПП [6 – 10] и т.д. позволяет формировать различные сплавы в поверхностном слое материалов. Ранее

проведенные исследования [8, 9] показали перспективность использования КПП при легировании титана β -стабилизирующими элементами для формирования биосовместимых поверхностных слоев в имплантатах.

Комбинированный способ обработки, заключающийся в предварительном нанесении на поверхность мишени покрытия металла и последующем воздействии КПП на данную систему, позволяет эффективно легировать поверхностные слои обрабатываемого материала элементами покрытия и плазмообразующего вещества на глубину до нескольких десятков микрометров [7, 8]. Взаимодействие КПП с системой “покрытие – подложка” характеризуется протеканием процессов нагрева до температуры, превышающей температуру плавления, жидкофазного перемешивания и сверхбыстрого охлаждения (до 10^7 К/с [8]), определяющих формирование структуры поверхностного слоя. Фазовый и элементный состав таких слоев контролируется параметрами обработки.

Цель настоящей работы — исследование структурно-фазового состояния и механических свойств поверхностного слоя меди М1, легированной атомами титана под действием КПП.

Методика эксперимента

Объекты исследования — исходно деформированные образцы меди М1 (степень деформации $\delta = 65\%$), с покрытием титана. Образцы представляли собой параллелепипеды размерами торцевой поверхности $10 \times 15 \times 3$ мм с полированной поверхностью. Нанесение покрытия титана осуществляли на установке ВУ-2МБС методом вакуумного катодно-дугового осаждения при следующих параметрах процесса: ток горения дуги 100 А, отрицательное напряжение смещения 120 В, время нанесения 10 мин, толщина покрытия ~ 2 мкм.

Обработку тремя импульсами КПП осуществляли в газоразрядном магнитоплазменном компрессоре (МПК) компактной геометрии, в котором ускорение плазмы в аксиально-симметричной системе двух электродов сопровождается ее сжатием за счет взаимодействия продольной составляющей тока с собственным азимутальным магнитным полем. Длительность разряда составляла ~ 100 мкс. Перед разрядом предварительно откачанную вакуумную камеру МПК заполняли рабочим газом (азотом) до давления 400 Па. Напряжение на конденсаторной батарее составляло 4 кВ. Образцы в камере располагали на расстоянии 8 – 12 см от среза внутреннего электрода перпендикулярно набега-

ющему потоку. Согласно [11] значения плотности энергии, поглощаемой поверхностью образца, в зависимости от расстояния составляли 14 – 23 Дж/см² за импульс.

Фазовый состав сформированной системы исследовали методом рентгеноструктурного анализа с помощью дифрактометра общего назначения ДРОН-3 с фокусировкой по Брэггу – Brentano в $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении. Полюсные плотности дифракционных линий рассчитывали по методу Харриса. Морфологию поверхности образцов изучали с помощью растровой электронной микроскопии на микроскопе LEO1455VP. Элементный состав определяли методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) детектором Roentec, сопряженным с растровым электронным микроскопом. Последующий отжиг образца, обработанного КПП при 18 Дж/см², проводили на воздухе в течение 2 ч при температуре 350 °С. После отжига образцы охлаждали вместе с печью. Металлографические исследования осуществляли на оптическом микроскопе МИКРО – 200. Анализ микроструктуры осуществляли на шлифах поперечных к поверхности. Микротвердость исследуемых образцов измеряли на приборе ПМТ-3 в диапазоне нагрузок 0,5 – 2 Н. Трибологические испытания проводили на установке ТАУ-1М (по схеме “палец – плоскость”) при возвратно-поступательном движении индентора, изготовленного из твердого сплава ВК8, со скоростью 4 мм/с в условиях сухого трения в течение 30 мин. Нагрузка на индентор составляла 0,5 Н. Шероховатость поверхности измеряли на профилометре цеховом с цифровым отсчетом и индуктивным преобразователем, модель № 296. Длина трассы при измерении составила 3 мм, отсечка шага — 0,8 мм.

Результаты экспериментов и их обсуждение

На рис. 1 представлены рентгенограммы образцов системы титан – медь, обработанных тремя импульсами КПП с различной плотностью поглощенной энергии. По данным РСМА концентрация титана в поверхностном слое толщиной ~ 1 мкм составила 11 – 14 ат.%, в зависимости от режимов обработки. Согласно равновесной диаграмме состояния $\text{Cu} - \text{Ti}$ в этом диапазоне концентраций титана должен существовать интерметаллид Cu_4Ti [12]. Формирование этого типа интерметаллидов наблюдали при поверхностном лазерном легировании меди атомами титана [2]. Однако на представленных рентгенограммах (рис. 1) не прослеживаются дифракционные линии, соответствующие данной фазе. Это может быть объяснено формированием

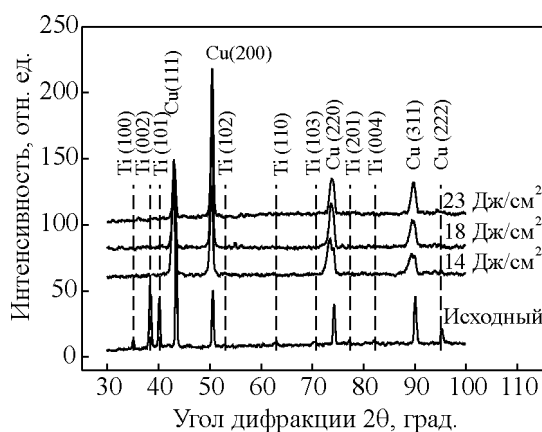


Рис. 1. Рентгенограммы образцов системы “титан – медь” до и после воздействия КПП в зависимости от плотности поглощенной энергии.

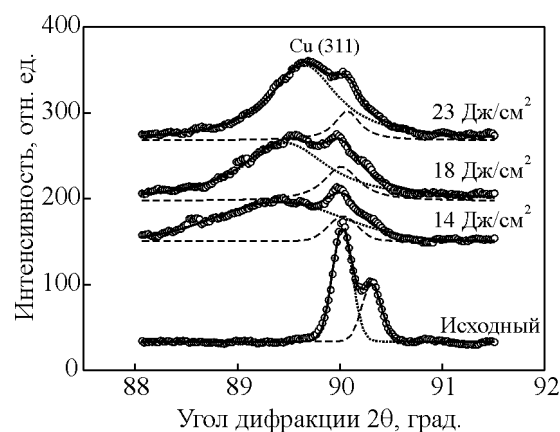


Рис. 2. Участки рентгенограмм, соответствующие дифракционной линии Cu (311) образцов системы “титан – медь” до и после воздействия КПП в зависимости от плотности поглощенной энергии.

дисперсных выделений титаносодержащих фаз, не выявляемых методом рентгеноструктурного анализа, а также формированием пересыщенного твердого раствора Cu(Ti).

Из рис. 1 видно, что в результате воздействия КПП наблюдается смещение центра тяжести дифракционных линий меди в сторону меньших углов, что свидетельствует о формировании твердого раствора на основе меди с большим параметром решетки. Поскольку радиус атомов меди меньше радиуса атомов титана, то формирование такого твердого раствора замещения на основе меди будет сопровождаться увеличением параметра решетки. Согласно равновесной диаграмме состояний Cu – Ti, максимальная растворимость Ti в Cu составляет 9,6 ат. % при 870 °С [12]. Данная величина уменьшается до 1,5 ат.% при снижении температуры до 300 °С [12]. Таким образом, можно предположить, что в результате сверхбыстрого охлаждения формируется пересыщенный твердый раствор атомов Ti в Cu.

Легирование Cu атомами Ti также сопровождается формированием δ-TiN, из-за взаимодействия с атомами остаточной атмосферы вакуумной камеры. Дифракционные линии нитрида титана очень слабой интенсивности присутствуют на рентгенограммах. Из [12] известно, что азот не растворяется в жидкой меди до температуры 1400 °С, а образование нитридов меди возможно лишь при взаимодействии аммиака с оксидами меди, поэтому формирование нитрида меди в рассматриваемых условиях эксперимента не происходит.

Более детальный анализ поведения дифракционных линий в зависимости от режимов воздействия, проведенный по линии Cu (311) при преци-

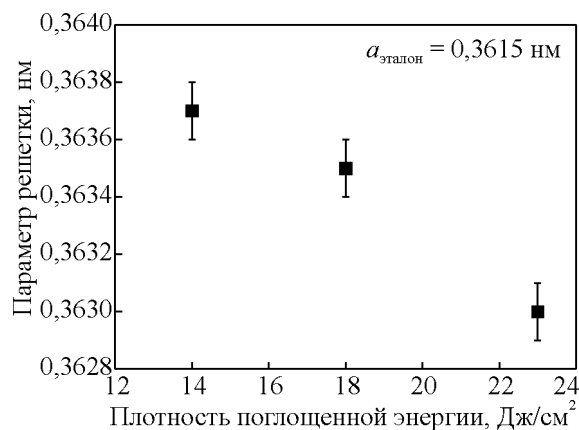


Рис. 3. Зависимость параметра решетки пересыщенного твердого раствора от плотности поглощенной энергии.

зионной съемке (рис. 2), показал следующие особенности структурного состояния поверхностного слоя. В исходном образце наблюдается расщепление дифракционной линии (альфа-дублет). Легирование титаном поверхностного слоя меди под действием КПП приводит к появлению дополнительной дифракционной линии с большим параметром решетки, обусловленной формированием пересыщенного твердого раствора замещения Cu(Ti) (рис. 3). Интенсивность этой дифракционной линии увеличивается с ростом плотности поглощенной энергии. Большая ширина этой линии, по сравнению с линией Cu (311) в исходном образце, может свидетельствовать как о меньшем размере зерен, формирующихся в результате сверхбыстрого охлаждения, так и о существовании ряда пересыщенных твердых растворов с различной концентрацией титана.

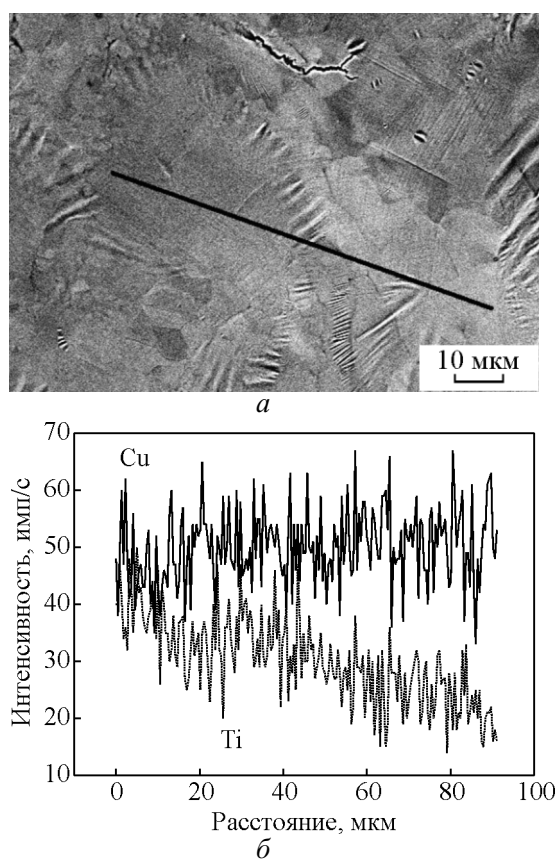


Рис. 4. Морфология поверхности (а) и распределение интенсивностей характеристического рентгеновского излучения $K_{\alpha 1}$ Cu и Ti при сканировании вдоль линии (б) образцов меди обработанных тремя импульсами КПП с плотностью поглощенной энергии 23 Дж/см².

Последнее предположение подтверждается анализом распределения титана по поверхности. На рис. 4 представлено распределение интенсивности характеристического рентгеновского излучения $K_{\alpha 1}$ Cu и Ti при сканировании вдоль поверхности образца меди, легированного титаном под действием КПП. Как видно из рисунка, в анализируемой области наблюдается неравномерное распределение легирующего элемента.

Таким образом, при воздействии КПП происходит формирование локальных областей с различной концентрацией легирующего элемента. Этот эффект может быть связан с большой разницей температур плавления легирующего элемента и матрицы (согласно [13] температуры плавления $T_{Ti} = 1608$ °С, $T_{Cu} = 1083$ °С), что в целом уменьшает время одновременного существования жидких фаз этих элементов и время протекания конвективных процессов, обеспечивающих перемешивание расплава.

Уменьшение параметра решетки пересыщенного твердого раствора с ростом плотности поглощенной энергии может быть обусловлено уменьшением концентрации легирующего элемента в твердом растворе (рис. 3). Ранее проведенные исследования показали, что увеличение плотности поглощенной энергии ведет к увеличению толщины расплава, перераспределению легирующего элемента по большей толщине расплава и, как следствие, к уменьшению средней концентрации легирующего элемента в поверхностном слое [14]. Одновременно с этим увеличение плотности поглощенной энергии приводит к уменьшению ширины дифракционной линии пересыщенного твердого раствора (рис. 2), то есть происходит повышение степени однородности распределения легирующего элемента.

До воздействия КПП образцы меди имели ярко выраженную текстуру типа (110) (табл. 1), что связано с исходным деформированным состоянием. После осаждения покрытия полюсная плотность соответствующая дифракционной линии (220) уменьшается, вероятно, в результате рекристаллизации поверхностного слоя. Воздействие КПП приводит к изменению текстуры поверхностного слоя. С увеличением плотности поглощенной энергии наблюдается рост полюсной плотности линии (100). Направление $\langle 100 \rangle$ становится преимущественным направлением роста зерен из расплава при плотности поглощенной энергии 23 Дж/см² за импульс.

Известно, что в условиях большого термического и концентрационного переохлаждения, например при лазерном воздействии, возможно формирование

Таблица 1

Полюсные плотности (P_{hkl}) исходного образца меди и системы Cu – Ti до и после обработки КПП с различными режимами

Дифракционные линии	Полюсные плотности P_{hkl}				
	Исходное состояние	После нанесения покрытия титана	Обработка КПП		
			14 Дж/см ²	18 Дж/см ²	23 Дж/см ²
111	0,2	0,8	0,6	0,5	0,3
200	0,4	0,7	1,3	1,4	1,8
220	2,4	1,1	1,3	1,3	0,9
311	1,1	1,4	0,8	0,9	1,0

ячеисто-дендритной структуры при кристаллизации из расплава [15 – 17]. В металлах ГЦК кристаллической структурой рост дендритов, как правило, происходит в направлении $\langle 100 \rangle$, которое совпадает или близко ориентировано к направлению теплоотовода [15, 16]. Это вызвано термодинамическим условием, при котором выступающие в расплаве элементы поверхности кристаллитов должны иметь максимальную скорость роста [15]. Такое условие реализуется в ГЦК металлах, если ось дендрита совпадает с направлением ребра куба, являющегося осью пирамиды, образованной четырьмя плотно упакованными плоскостями $\{111\}$, то есть с направлением типа $\langle 100 \rangle$ [15, 16]. Следует отметить, что эти рассуждения не универсальны. В работе [17] отмечается, что в фольгах алюминия, полученных сверхбыстрым охлаждением (до 10^4 К/с), наблюдается рост столбчатых кристаллов в других направлениях.

На рис. 5 представлена микроструктура образца меди, легированной атомами титана с плотностью поглощенной энергии 23 Дж/см². Из данных оптической микроскопии видно, что в матрице меди наблюдается зеренная структура, в то время как для леги-

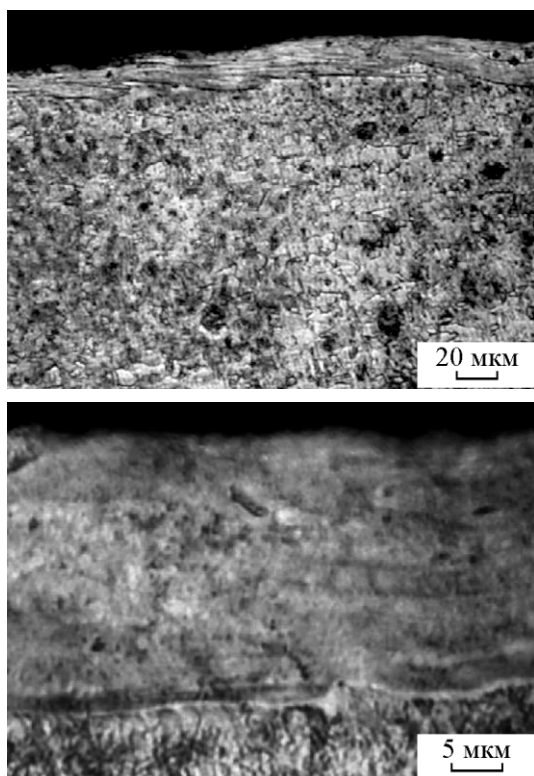


Рис. 5. Микроструктура поперечного шлифа образца меди М1, легированного атомами титана под действием КПП с плотностью поглощенной энергии 23 Дж/см².

рованного слоя при данном увеличении характерна однородная структура. При легировании поверхностного слоя наличие большой концентрации примесных атомов ведет к гетерогенному механизму кристаллизации. В условиях высоких скоростей охлаждения происходит увеличение количества центров кристаллизации и образование дисперсной структуры. Поэтому легированный слой может содержать зерна субмикронного размера (0,02 – 0,3 мкм [18]).

Одной из характеристик поверхностных слоев материалов, свидетельствующих об изменении прочностных свойств, является микротвердость. Описанные выше изменения фазового состава системы “титан – медь” после воздействия КПП в исследуемом диапазоне режимов приводят к увеличению микротвердости поверхностного слоя меди (рис. 6). Увеличение плотности поглощенной энергии ведет к росту объемной доли пересыщенного твердого раствора, что коррелирует с результатами измерения микро-

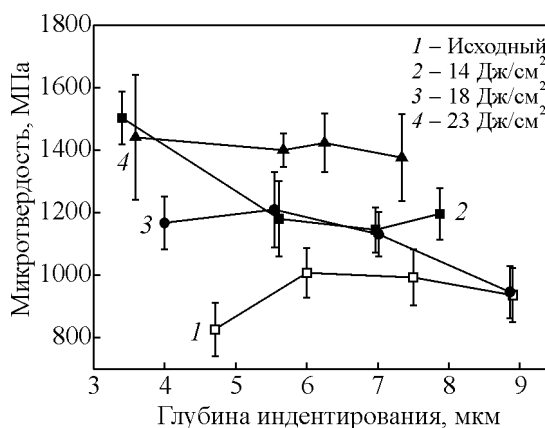


Рис. 6. Зависимость микротвердости от глубины проникновения индентора в исходном образце и образцах системы “титан – медь”, обработанных КПП плотностью поглощенной энергии 14 – 23 Дж/см².

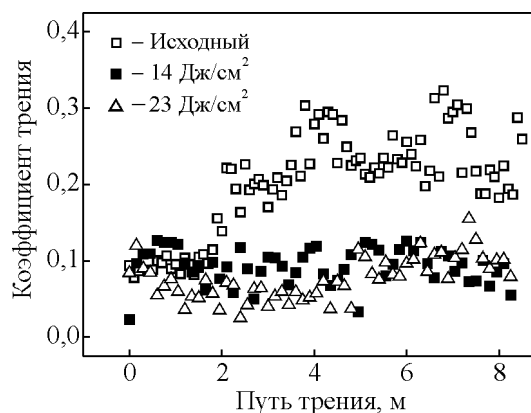


Рис. 7. Зависимость коэффициента трения исходной меди и поверхностных слоев меди, легированных атомами титана под действием КПП, от длины пути трения.

твердости. Видно, что с повышением плотности поглощенной энергии до 23 Дж/см² наблюдается увеличение микротвердости во всем анализируемом слое. Максимальное значение микротвердости при обработке КПП с плотностью поглощенной энергии 23 Дж/см² и составляет 1440 МПа на глубине индентирования 3,6 мкм. В объеме легированного слоя при плотности поглощенной энергии 14 и 18 Дж/см² микротвердость в пределах погрешности измерения не изменяется. Увеличение микротвердости приповерхностного слоя при обработке КПП с плотностью поглощенной энергии 14 Дж/см² может быть связано с большей концентрацией азота при этом режиме воздействия и увеличением объемной доли нитрида. Ранее проведенные исследования показали, что уменьшение плотности поглощенной энергии приводит к увеличению содержания азота, как плазмообразующего газа, в поверхностном слое [19].

Важной характеристикой рабочих поверхностей деталей является коэффициент трения и износостойкость. Трибологические свойства определяются структурно-фазовым состоянием, прочностными и химическими свойствами поверхности, а также ее морфологией. Результаты исследований показали,

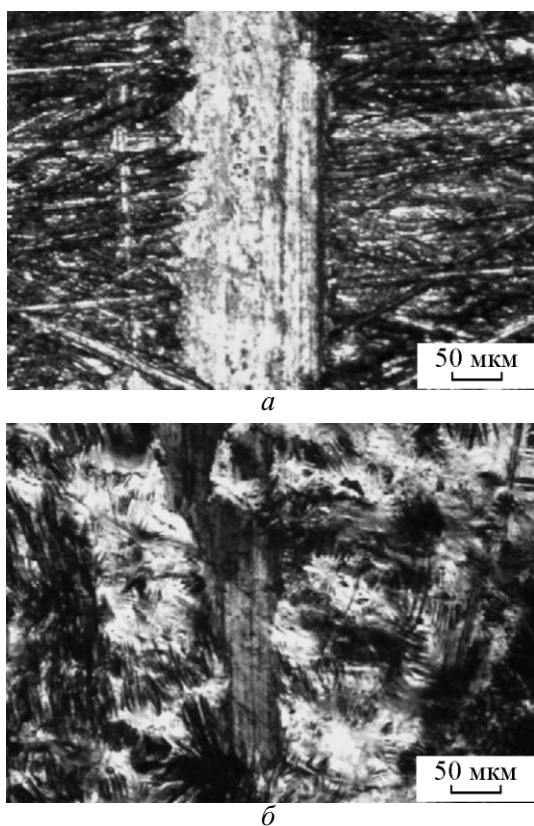


Рис. 8. Фотографии треков износа: *а* – исходного образца меди, *б* – образца, легированного атомами титана.

что в исходном образце коэффициент трения после 8 м пути, пройденного индентором, составляет 0,25 (рис. 7). После легирования меди под действием КПП коэффициент трения уменьшается и составляет ~0,1 и не зависит от режимов обработки.

Возможной причиной уменьшения коэффициента трения может быть повышение микротвердости. Согласно [20] уменьшение коэффициента трения коррелирует с упрочнением поверхности, однако, величина коэффициента трения не определяется строго величиной твердости, так как в процессе трения на него оказывают влияние одновременно несколько характеристик поверхности. Анализ шероховатости поверхности показал, что величина среднего арифметического отклонения профиля шероховатости у исходного образца меди составила 1,1 мкм. После обработки КПП эта величина увеличилась до 3,5 мкм (при 14 Дж/см²) и до 1,9 мкм (при 23 Дж/см²). Увеличение шероховатости поверхности по сравнению с исходным образцом

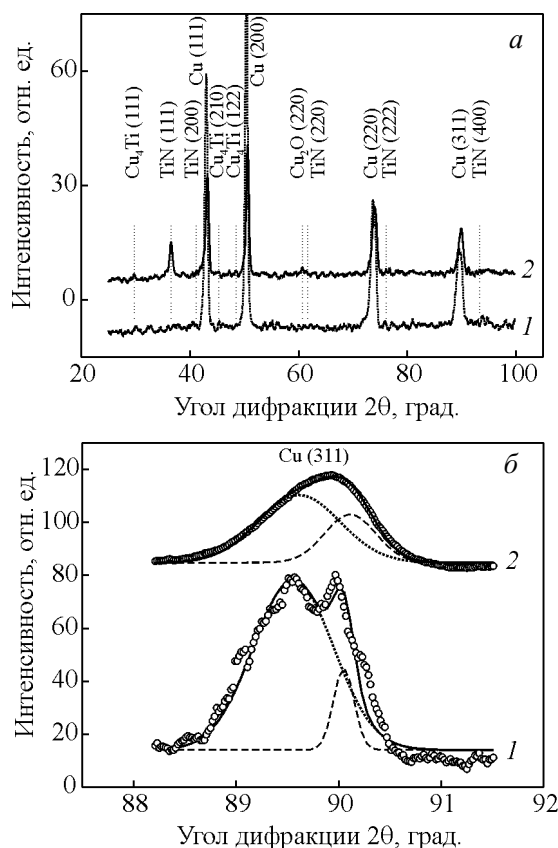


Рис. 9. Рентгенограммы (*а*) и участки рентгенограмм, соответствующие дифракционной линии Cu (311), при прецизионной съемке (*б*) образцов системы “титан – медь” после воздействия КПП с плотностью поглощенной энергии 18 Дж/см² до (*1*) и после (*2*) отжига.

приводит к уменьшению площади фактического контакта взаимодействующих тел, что также обуславливает уменьшение коэффициента трения.

На рис. 8 представлены треки износа исходного образца и образца, легированного титаном под действием КПП с плотностью поглощенной энергии 23 Дж/см² за импульс. Ширина трека после воздействия КПП уменьшается (рис. 8б), что свидетельствует об увеличении износостойкости поверхностного слоя. Воздействие КПП приводит к изменению характера треков износа. По сравнению с исходной медью они представляют собой отдельные пятна касания между индентором и исследуемым материалом, что связано с наличием развитой поверхности, характерной для быстрозатвердевшей жидкой фазы.

Проведенные исследования показали, что в результате легирования поверхностного слоя происходит формирование пересыщенного твердого раствора. Ранее было показано, что следующая за плазменным воздействием термическая обработка приводит к распаду пересыщенного твердого раствора и формированию мелкодисперсных выделений вторых фаз, которые существенно повышают механические характеристики [10]. Поэтому был проведен изотермический отжиг при 350 °С в течение двух часов на воздухе образцов меди, обработанных КПП с плотностью поглощенной энергии 18 Дж/см². Проведенный рентгеноструктурный анализ показал, что отжиг, вероятно, приводит к распаду пересыщенного твердого раствора с выделением мелкодисперсных интерметаллидов (рис. 9). Об этом свидетельствует снижение значений параметра решетки с 0,3635 нм (до отжига) до 0,3619 нм (после отжига). На рентгенограмме появляются дифракционные линии очень

слабой интенсивности, которые соответствуют фазе β-Cu₄Ti (рис. 9а). Анализ фазового состава (рис. 9а) также показал, что после отжига наблюдается увеличение интенсивности дифракционной линии с 2θ = 36,6, которой соответствует линия (111) TiN. Следует отметить, что при данных условиях отжига возможно образование оксидов. Дифракционная линия соответствующая 2θ = 36,6 может быть отнесена и к оксиду меди, тогда увеличение интенсивности данной дифракционной линии после отжига, скорее всего, может быть связано с образованием и увеличением содержания оксида меди Cu₂O.

Структурно-фазовые изменения, происходящие в процессе отжига, приводят к увеличению микротвердости по всей глубине индентруемого слоя (рис. 10). Максимальное значение достигает 1830 МПа на глубине индентирования 4,5 мкм. Данный эффект может быть связан с распадом пересыщенного твердого раствора и с выделением мелкодисперсных фаз в процессе отжига.

Заключение

Воздействие компрессионных плазменных потоков с плотностью энергии, поглощенной поверхностью образца 14–23 Дж/см² на систему “покрытие титана – медь” приводит к легированию поверхностного слоя меди атомами титана. Основной фазовой составляющей легированного слоя, является пересыщенный твердый раствор замещения титана в меди. Увеличение плотности поглощенной энергии обуславливает возрастание степени однородности распределения титана в легированном слое. С ростом плотности поглощенной энергии происходит уменьшение параметра решетки пересыщенного твердого раствора, что может быть связано с снижением в нем концентрации титана.

Легирование поверхностного слоя приводит к увеличению микротвердости поверхностного слоя меди для всех исследуемых режимов обработки. Максимальное значение микротвердости 1440 МПа меди М1 достигается при легировании поверхностного слоя атомами титана под действием КПП с плотностью поглощенной энергии 23 Дж/см² за импульс (n = 3). Обработка КПП приводит к снижению коэффициента трения в ~ 2,5 раза для всех исследуемых режимов, а также увеличению износостойкости.

В процессе изотермического отжига образца, обработанного КПП (18 Дж/см²), при температуре 350 °С в течение двух часов происходит распад пересыщенного твердого раствора с выделением

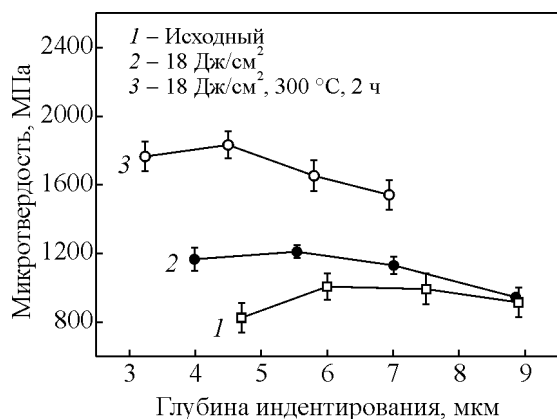


Рис. 10. Зависимость микротвердости от глубины проникновения индентора в исходном образце и образцах, обработанных КПП при плотности поглощенной энергии 18 Дж/см² с последующим отжигом.

мелкодисперсной фазы Cu_4Ti . Комбинированное плазменное и термическое воздействие приводит к увеличению микротвердости до величины 1830 МПа на глубине индентирования 4,5 мкм.

Литература

1. Lipovsky H., Arpacı E. Copper in the automotive industry. Weinheim, Germany: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co., 2007, 177 p.
2. Wong P.K., Kwok C.T., Man H.C., Cheng F.T. Corrosion behavior of laser-alloyed copper with titanium fabricated by high power diode laser. Corrosion Science, 2012, no. 57, p. 228 – 240.
3. Zhang Yuefei, Chen Fei, Lu Junxia, Su Yongan, Xu Zhong. Study of titanizing the surface of copper substrates by the double glow discharge plasma surface alloying technique. Plasma Science and Technology, 2005, no. 4, p. 2947 – 2949.
4. Rdzawski Z., Stobrawa J., Gluchowski W., Konieczny J. Thermomechanical processing of CuTi_4 alloy. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2010, v. 42, p. 9 – 25.
5. Верхотуров А.Д., Гордиенко П.С., Подчерняева И.А., Коневцов Л.А., Панин Е.С. Создание защитных покрытий на вольфрамсодержащих твердых сплавах электроискровым легированием металлами и боридами. Перспективные материалы, 2010, № 4, с. 88 – 94.
6. Cherenda N.N., Uglov V.V., Anishchik V.M., Stalmashonak A.K., Astashinski V.M. Structure-phase transformations in high-speed steel treated by compression plasma flama. Vacuum, 2005, v. 78, p. 483 – 487.
7. Uglov V.V., Cherenda N.N., Anishchik V.M., Stalmashonak A.K., Astashinski V.M., Mishchuk A.A. Formation of alloying layers in a carbon steel by compression plasma flows. Vacuum, 2007, v. 81, p. 1341 – 1344.
8. Углов В.В., Черенда Н.Н., Шиманский В.И., Шостак Н.В., Асташинский В.М., Кузьмицкий А.М. Структурно-фазовые превращения в титане, легированном атомами хрома и молибдена при воздействии компрессионных плазменных потоков. Перспективные материалы, 2010, № 1, с. 24 – 32.
9. Углов В.В., Шиманский В.И., Черенда Н.Н., Люшкевич В.А., Асташинский В.М., Асташинская М.В., Рева О.В. Формирование поверхностного сплава никелида титана воздействием компрессионными плазменными потоками на систему никель – титан. Перспективные материалы, 2013, № 4, с. 72 – 79.
10. Черенда Н.Н., Углов В.В., Бибиц Н.В., Гусакова С.В., Асташинский В.М., Кузьмицкий А.М., Ухов В.А. Модификация структуры и механических свойств быстрорежущей стали P18 при комбинированном плазменном и термическом воздействии. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования, 2011, № 3, с. 107 – 112.
11. Аскерко В.В., Емельяненко А.С., Гимро И.Г., Ковязо А.В., Мищук А.А. Особенности структурно-фазовой модификации твердых сплавов и сталей при воздействии на них компрессионных плазменных потоков. Минск, 28 – 30 сентября 2005, Минск: Издательство Белорусского государственного университета, 2005, с. 200 – 202.
12. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник: в 3 т. Т. 2, М.: Машиностроение, 1997, 1024 с.
13. Бабичев А.П., Бабушкина П.А., Батковский А.М. Физические величины: справочник. М.: Энергоатомиздат, 1991, 1232 с.
14. Черенда Н.Н., Углов В.В., Асташинский В.М., Пунько А.В., Торват Г., Штрицкер Б. Модификация элементного и фазового состава быстрорежущей стали P18 компрессионным плазменным потоком. Вакуумная техника и технология, 2005, № 1, с. 29 – 35.
15. Канн Р. Физическое металловедение: в 3 т. Т.2, М.: Мир, 1968, 490 с.
16. Вайнгард У. Введение в физику кристаллизации металлов. М.: Мир, 1967, 170 с.
17. Калининченко А.С., Бергман Г.В. Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика. Минск: Технопринт, 2001, 367 с.
18. Углов В.В., Черенда Н.Н., Анишик В.М., Асташинский В.М., Квасов Н.Т. Модификация материалов компрессионными плазменными потоками. Минск: БГУ, 2013, 248 с.
19. Черенда Н. Н., Шиманский В. И., Углов В. В., Асташинский В. М., Ухов В.А. Азотирование поверхностного слоя стали и титана компрессионными плазменными потоками. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования, 2012, № 4, с. 35 – 42.
20. Беркович И.И., Громаковский Д.Г. Трибология. Физические основы, механика и технические приложения: учебник для вузов. Самара: Издательство Самарского государственного технического университета, 2000, 268 с.

Статья поступила в редакцию 29.08.2013 г.

Черенда Николай Николаевич — Белорусский государственный университет (г. Минск), физический факультет, кандидат физико-математических наук, доцент. Специалист в области взаимодействия ионно-плазменных потоков с веществом и радиационного материаловедения. E-mail: Cherenda@bsu.by.

Ласковнев Александр Петрович — Государственное научное учреждение “Физико-технический институт НАН Беларуси” (г. Минск), доктор технических наук, член-корреспондент, заместитель директора по научной работе. Специалист в области материаловедения в машиностроении. E-mail: Phti@belhost.by.

Басалай Анна Владимировна — Государственное научное учреждение “Физико-технический институт НАН Беларуси” (г. Минск), младший научный сотрудник (аспирант). Специалист в области металловедения. E-mail: anna.basalay@mail.ru.

Углов Владимир Васильевич — Белорусский государственный университет (г. Минск), физический факультет, доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой. Специалист в области взаимодействия ионно-плазменных потоков с веществом, защитных покрытий и радиационного материаловедения. E-mail: Uglov@bsu.by.

Анищик Виктор Михайлович — Белорусский государственный университет (г. Минск), физический факультет, доктор физико-математических наук, профессор, декан. Специалист в области радиационной физики твердого тела, физики тонких пленок и защитных покрытий. E-mail: physdean@bsu.by.

Асташицкий Валентин Миронович — Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова НАН Беларуси (г. Минск), доктор физико-математических наук, заместитель директора по научной работе. Специалист в области физики плазмы и плазменных ускорителей. E-mail: ast@imaph.bas-net.by.

Кузьмицкий Антон Михайлович — Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова НАН Беларуси (г. Минск), кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области физики плазмы и плазменных ускорителей.