

Вестник Омского университета, 1997, Вып. 2. С. 23-25.
© Омский государственный университет, 1997

УДК
537.534:621.787:538.971

Влияние миграции имплантированной примеси на износоустойчивость модифицированных твердых сплавов

К.Н. Полещенко, С.Н. Поворознюк, Г.А. Вершинин, Г.И. Геринг, Е.А. Ложников

*Омский государственный университет, кафедра радиационной физики и материаловедения
644077, Омск, пр. Мира, 55-А*

*Институт сенсорной микроэлектроники СО РАН
644077, Омск, пр. Мира, 55-А*

Получена 4 февраля 1997 г.

Properties of cutting plates from a hard WC-Co alloy system, implanted with metal-gas mixed ion beams is investigated. The experimental dependences of main contact characteristics during titanium alloys cutting with using modified hard alloy tool were obtained. Migration of implanted impurity is fixed at wear of a tool material. Valuation of influence of a impurity migration on wear resistance of modified hard alloys is given.

Анализ экспериментальных данных и предлагаемых исследователями теоретических положений позволяет отметить наряду с хорошими технологическими возможностями ионно-лучевой обработки и целый ряд малоизученных вопросов фундаментального и прикладного характера [1-4]. В частности, особое внимание исследователей привлекает изучение "эффекта дальнего действия" и его проявлений [5,6], эволюция модифицированных структур, диффузионные процессы и роль указанных явлений на износоустойчивость материалов. Настоящая работа посвящена изучению явления миграции имплантированной примеси в условиях высокотемпературного трибомеханического контакта модифицированных инструментальных твердых сплавов системы WC-Co и жаропрочных титановых сплавов, анализу и установлению основных факторов, инициирующих процесс миграции внедренных элементов, и оценке ее роли в износоустойчивости твердого сплава.

Результаты и обсуждение

Исследование режущих свойств модифицированных твердосплавных пластин на основе системы WC-Co газометаллическими ионными пучками [4] показало повышение их стойкости во всем исследуемом диапазоне условий трибомеханического контакта, причем наибольшее относительное увеличение наблюдается в области высоких скоростей (температур) резания. Обобщенные кинетические зависимости изнашивания имплантированных твердых сплавов при резании титановых сплавов представлены на рис.1.

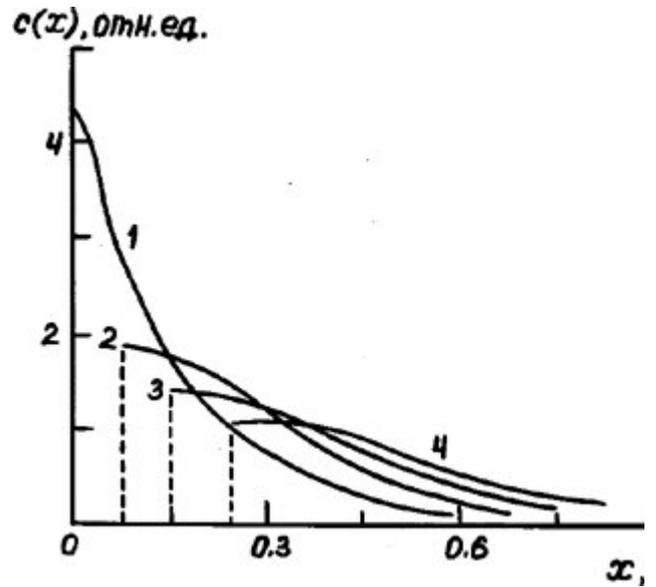
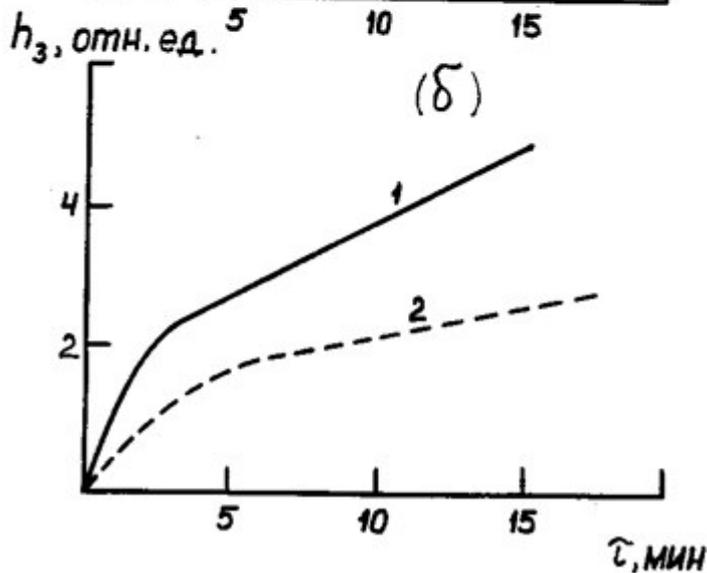
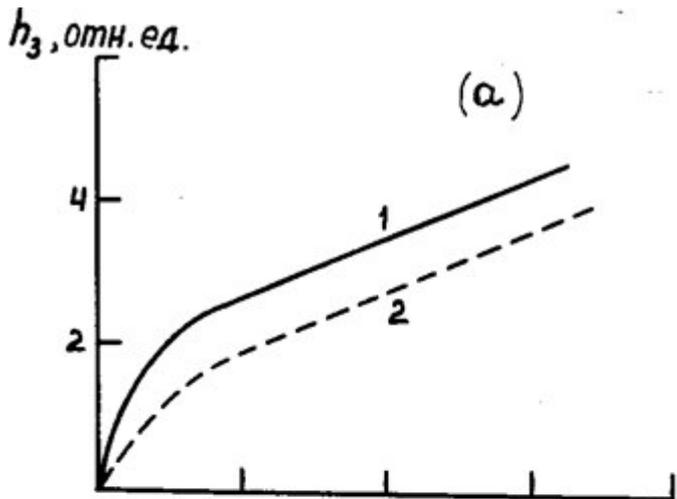


Рис. 1: Кинетические зависимости изнашива твердосплавного инструмента материала ВК8 при резании титанового сплава ВТ3-1:

а) скорость резания 15 ÷ 35 м/мин;

б) 40 ÷ 50 м/мин.

1 - исходный образец;

2 - после ионно-лучевого воздействия

Рис. 2: Концентрационные профили ионов зависимости от времени резания:

1 - исходный;

2 - 15 с;

3 - 30 с;

4 - 45 с.

Скорость износа $V = 5$ нм/с; коэффиц. диффузии $D = 10^{-11}$ см²/с

Конечный результат повышения износостойкости, таким образом, достигается за счет меньшей интенсивности изнашивания имплантированных режущих пластин на участке начального износа. Кроме того, обнаружено существенное различие между значениями глубины изношенных слоев твердых сплавов по передней поверхности ($h_n = 0,25 \div 0,5$ мкм) при переходе от участка начального износа к участку нормального износа и толщиной легированного слоя ($h = 0,1 \div 0,15$ мкм). Следовательно, объяснение наблюдаемым кинетическим зависимостям не может быть получено только на основании перечисленных выше факторов, влияние которых в основном распространяется на глубины, соизмеримые с глубиной модифицированного слоя, и свидетельствует о проявлении иных механизмов. Для экспериментальной проверки высказанного предположения было проведено исследование элементного состава изношенных поверхностей имплантированного твердого сплава. Из полученных результатов следует, что по мере износа твердого сплава профиль концентрации внедренной примеси смещается вглубь образца, составляя 20÷40% от имплантированных в поверхностный слой, хотя толщина изношенного слоя во много раз превышает средний проективный пробег ионов в данном материале. Наблюдаемое перераспределение имплантированных атомов происходит в условиях высокотемпературного фрикционного взаимодействия материалов, сопровождающегося целым комплексом физических явлений [7,8]. Если междоузельные

атомы расположены далеко от плоскости скольжения и не могут быть увлечены дислокацией, то для описания изменения концентрации $C(x,t)$ внедренных атомов в результате термомеханических эффектов воспользуемся кинетическим уравнением массопереноса, в котором учитывается градиент давления и износ поверхности:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + D_1 \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial P}{\partial x} C \right) + V \frac{\partial C}{\partial x}, \quad D_1 = D \cdot V_0 / (kT) \quad (1)$$

с граничными и начальными условиями

$$\frac{\partial C(0,t)}{\partial x} = 0; \quad C(b,t) = C_0; \quad C(x,0) = \varphi(x) \quad (2)$$

где D -коэффициент термической диффузии; T -абсолютная температура; P -давление; k -постоянная Больцмана; V_0 -объем, приходящийся на один атом; b -координата задней поверхности образца; C_0 -константа; V -скорость износа поверхности материала; $j(x)$ -начальное распределение внедренной примеси.

Из проведенных исследований [9] контактных явлений при резании титановых сплавов установлено, что нормальная компонента среднего контактного давления составляет величину порядка $P_n = 10^8$ Па. Если считать, что давление максимально на поверхности и уменьшается по глубине резца, то вклад барродиффузионного потока в уравнение (1) для указанного P_n на два порядка оказывается меньше термодиффузионного. В этом случае можно пренебречь вторым слагаемым в уравнении (1), что позволяет записать решение краевой задачи в квадратурах.

Приведенная выше задача решалась численными методами. В качестве начальных функций выбирались экспериментально измеренные концентрационные профили имплантированных ионов. На рис.2 кривая 1 соответствует ионам Zr^+ . Время износа анализируемых образцов в ходе эксперимента составляло $30 \div 50$ сек. Так как поверхность лунки износа не является идеально гладкой, то экспериментальное определение скорости износа V поверхности содержит значительную погрешность. Поэтому эта величина в расчетах варьировалась вместе с коэффициентом термической диффузии. Изменение концентрационных профилей по глубине для разных значений времени при фиксированных D и V приведено на рис.2 (кривые 2-4).

Вертикальные пунктирные линии соответствуют глубине износа поверхности. Из представленных результатов следует, что модель качественно правильно предсказывает перераспределение имплантированной примеси при фрикционном контакте. Из этого можно предположить, что высокий градиент температуры, возникающий в процессе трения, стимулирует рост концентрации точечных дефектов и сложной дислокационной структуры в анализируемом образце, что является, по-видимому, причиной перемещения границы имплантированной примеси, которая продолжает выполнять свои защитные функции.

Помимо рассмотренного эффекта миграции внедренной примеси определенного внимания заслуживает исследование механизмов, связанных с присутствием в приповерхностных слоях того или иного имплантированного элемента. В частности, применительно к анализу механизмов упрочнения WC-Co сплава роль N_2 может быть обусловлена сегрегацией к поверхностям раздела карбидной фазы, блокированием выхода на поверхность атомов кобальта [10], что способствует повышению устойчивости к адгезионному и диффузионному износу. Присутствие тугоплавких и химически активных элементов Zr и Mo несомненно будет способствовать протеканию твердофазных реакций с образованием карбидных, нитридных и оксидных фаз, обладающих высокой

термодинамической устойчивостью и энергоемкостью [11]. Влияние отмеченных эффектов, тем не менее, не может иметь существенного значения для сохранения повышенной износостойкости модифицированных твердых сплавов на участке нормального изнашивания, соответствующего зависимости, представленной на рис. 1б.

Снижение интенсивности изнашивания модифицированных режущих пластин из твердых сплавов на участке нормального износа по сравнению с исходными образцами может быть связано с изменением в результате облучения структурного состояния межзеренных границ, формированием в приповерхностных слоях твердого сплава диссипативных структурных элементов (точечных дефектов, дислокаций и т.д.), диссипирующая способность которых определяется их концентрацией и зависит от параметров ионного облучения. В свою очередь, при трибомеханическом контакте в результате деформационных и диффузионных процессов указанные диссипативные элементы не только участвуют в релаксации, но и генерируются, увеличивая тем самым диссипирующую способность системы и, следовательно, ее износостойкость. Вместе с тем сохранение повышенной износостойкости материала может быть обусловлено структурной реорганизацией и самоорганизацией тончайших приповерхностных слоев в процессе изнашивания, сопровождающихся протеканием твердофазных реакций с образованием вторичных структур по типу окислов [11].

Таким образом, роль имплантированной примеси проявляется на участке начального износа, способствуя снижению интенсивности изнашивания модифицированного твердого сплава. Миграция примесных атомов определяется, главным образом, температурной и временной характеристиками трибомеханического контакта. Снижение интенсивности изнашивания модифицированного инструментального материала на участке нормального изнашивания связано, по-видимому, с проявлением иных механизмов, ответственных за сохранение высокой износостойкости: проявлением эффекта дальнего действия, а также формированием вторичных структур вследствие наведения облучением изначальных дислокационных структур с высокой диссипирующей способностью.

Литература

- [1] Диденко А.Н., Лигачев А.Е., Куракин И.Б. Воздействие пучков заряженных частиц на поверхность металлов и сплавов. М.: Энергоатомиздат, 1987. 184 с.
- [2] Комаров Ф.Ф. Ионная имплантация в металлы. М.: Металлургия, 1990. 216 с.
- [3] Полещенко К.Н., Полетика М.Ф., Геринг Г.И., Вершинин Г.А. // ФиХОМ. 1995. N 3. С.29-33.
- [4] Полещенко К.Н., Поворознюк С.Н., Вершинин Г.А. // Поверхность. 1995. N 4. С.114-116.
- [5] Шаркеев Ю.П., Диденко А.Н., Козлов Э.В. // Изв. вузов. Физика. 1994. N 4. С.92-108.
- [6] Пивоваров А.П. // Металлофизика и новейшие технологии. 1994. Т.16. N 12. С.3-17.
- [7] Полетика М.Ф., Полещенко К.Н., Брюхов В.В. // Модифицирование свойств конструкционных материалов пучками заряженных частиц: Тез. докл. Томск, 1988. С.106-107.
- [8] Хайнике Г. Трибохимия. М.: Мир., 1987. 584 с.
- [9] Полещенко К.Н., Полетика М.Ф., Вершинин Г.А. // ФиХОМ. 1996. N 4. С.21-26.
- [10] Hartley N.E. // Radiation Effects. 1979. V.44. NN 1-4. P.19-29.
- [11] Кабалдин Ю.Г. // Вестник машиностроения. 1990. N 12. С.62-68.