

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТА, ИМПЛАНТИРОВАННОГО ИОНАМИ (Zr+B+N) и (Zr+B+Kr)

А.К.Кулешов¹⁾, В.В. Брюхов²⁾, Е.А.Солдатенко¹⁾, Х. Комста³⁾

¹⁾Белорусский государственный университет,
пр. Независимости, 4, 220030, Минск, Беларусь,
тел. +375 17 2095512, e-mail: kuleshak@bsu.by

²⁾Томский политехнический университет
пр. Ленина, 30, 634034, Томск, Россия, e-mail: VBruhov@mail.ru

³⁾Люблинский технический университет, Люблин, Польша

Модификация фазово-структурного состояния и механических свойств WC-Co твердого сплава и стали SKD 11 были изучены при имплантации ионов (Zr+B+N) и (Zr+B+Kr). Изменение фазового и структурного состояния произошло в слоях инструментальных материалов 0.2-0.8 мкм. Установлено формирование новых карбидных и интерметаллидных фаз, увеличение содержания собственных карбидных фаз (для сплава) и рост сжимающих напряжений в мартенсите, увеличение его дисперсности (для стали) в результате радиационно-стимулированной диффузии имплантируемых и собственных атомов и зернограницной сегрегации. Твердость имплантируемого инструмента возрастает в 1.5-2.5 раза. Коэффициент трения и адгезионное схватывание уменьшается в 5-10 раз.

Введение

Изменение механических свойств материалов при одновременной интенсивной имплантации нескольких типов ионов происходит в результате формирования слоя дефектной или аморфной структуры с выделениями твердых и дисперсных фаз на основе элементов материала и внедряемых ионов [1-3]. В последнее время создано эффективное оборудование, позволяющее за короткое время ионизировать и формировать интенсивные ионные пучки одновременно как из высокотвердых боридов металлов, так и из газов [4], что значительно расширяет возможности имплантации для модификации свойств инструмента, так как бориды металлов обладают высокой твердостью и стойкостью к термическому воздействию [5].

В работе исследована модификация фазово-структурного состояния и механических свойств WC-Co твердого сплава и штамповой стали SKD 11 при одновременной имплантации: ионов циркония и бора, ионизированных при распылении ZrB₂ ионами азота или криптона.

Методика эксперимента

Твердый сплав состоял из карбида вольфрама и кобальта. Концентрация кобальта в сплаве составляла 16 ат. долей. Фазовый состав стали SKD 11 представлял мартенсит, аустенит, карбиды (Fe,Cr)₇C₃ и Fe₃C в состав которых входят Mo и V. Содержание хрома в стали составляло 13 ат. %, суммарная концентрация Mo и V составляла ~ 1 ат. %.

Суммарная доза имплантации в обоих случаях обработки инструментальных материалов составляла 5·10¹⁷ ион/см², при ускоряющем напряжении 40 кэВ и плотности ионного тока 0,1 мА/см².

Структурное и фазовое состояние образцов исследовалось при помощи дифрактометра ДРОН 4.0. Твердость поверхностных слоев измерялась на цифровом микротвердомере 401MVD "Wolpert" при нагрузках 1, 10 и 25 грамм, что соответствовало максимальным глубинам

проникновения индентера от 0.2 до 3 мкм. Фрикционные испытания по методу "палец-поверхность" проводились на трибометре в условиях сухого трения. Скорость движения столика с образцом составляла 4 мм/с, нагрузка на индентор при испытаниях составляла 0,5 (для стали) и 1 Н (для твердого сплава).

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Из анализа дифрактограмм (рис. 1а) следует, что в результате имплантации обеих групп ионов угловые положения карбидов вольфрама не изменяются. В то же время наблюдается увеличение в 1.3-1.5 раза интенсивности их дифракционных рефлексов в интервале углов дифракции 31–49 градуса.. Интенсивность рефлекса WC с угловым положением вблизи 64 градуса после имплантации обеих групп ионов не изменяется (см. рис. 1а). Рассчитанная глубина проникновения рентгеновских лучей для твердого сплава в интервале углов дифракции 31–49 градусов составляет 0.16 – 0.27 мкм, для 64 градуса – 0.34 мкм. Следовательно, увеличение интенсивности рефлексов карбида WC связано с ростом доли карбида вольфрама в слое толщиной не менее 0.27 мкм в имплантированных сплавах. Для обоих случаев имплантации происходит образование Co₅Zr, карбида циркония (ZrC), карбида кобальта и вольфрама (Co₃W₃C). При использовании в имплантации циркония и бора вместо криптона азота образуется только Co₅Zr.

На рис. 1б приведены дифрактограммы стали SKD-11 до и после воздействия имплантации ионов циркония, бора, азота или криптона. Имплантация ионов циркония, бора и азота стали SKD 11 приводит к сдвигу и уширению дифракционного рефлекса, соответствующего мартенситу стали (рис. 1 б). Это свидетельствует о росте сжимающих напряжений в мартенсите, увеличению дисперсности его кристаллических зерен. Увеличивается объемная доля карбида (Fe,Cr)₇C₃, в со-

став которого входят также легирующие элементы Mo и V.

Использование азота при совместной имплантации не приводит к увеличению дисперсности

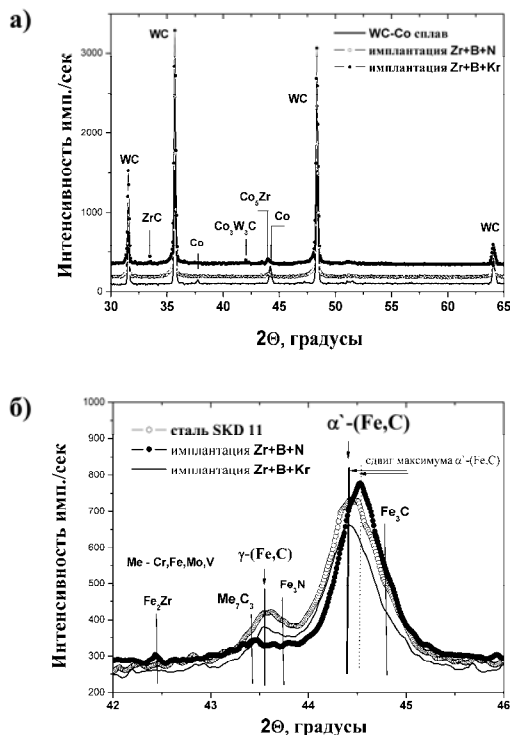


Рис. 1. Дифрактограммы образцов твердого сплава (а) и стали (б) до и после воздействия ионной имплантации ионов Zr, B, N и Zr, B, Kr.

размера зерен мартенсита. Доля остаточного аустенита уменьшается, формируется интерметаллид Fe₂Zr. Рассчитанная глубина проникновения рентгеновских лучей (до 46 градусов) составляет ~ 1 мкм.

Твердость после имплантации слоя 0,2 мкм WC-Co сплава (рис. 2) увеличивается в 2,5 раза и достигает значений более 50 ГПа. Для имплантированной стали происходит двукратное увеличение твердости в слое толщиной 0,8 мкм.

Более высокий рост твердости в слое 0,2 мкм, зафиксированный при внедрении ионов циркония, бора и азота или криптона в WC-Co твердый сплав, является результатом связывания наиболее пластичной фазы Co в интерметаллидные и карбидные соединения, а также ростом содержания WC. Механизм, отвечающим за образование соединений после имплантации обеих групп ионов является, возможно, радиационно-стимулированная диффузия дефектов и имплантируемых атомов, а также несвязанных атомов W, Co и C к границам карбидов вольфрама, и последующая радиационно-стимулированная сегрегация в выделениях новых фаз.

Для исходных материалов - твердого сплава и стали SKD 11 наблюдается тенденция увеличения коэффициента трения с ростом пути трения (рис. 3). При этом происходят значительные колебания коэффициента трения в широком интервале значений за короткие интервалы

времени. Увеличение коэффициента трения объясняется ростом площади фактического контакта индентора с поверхностью.

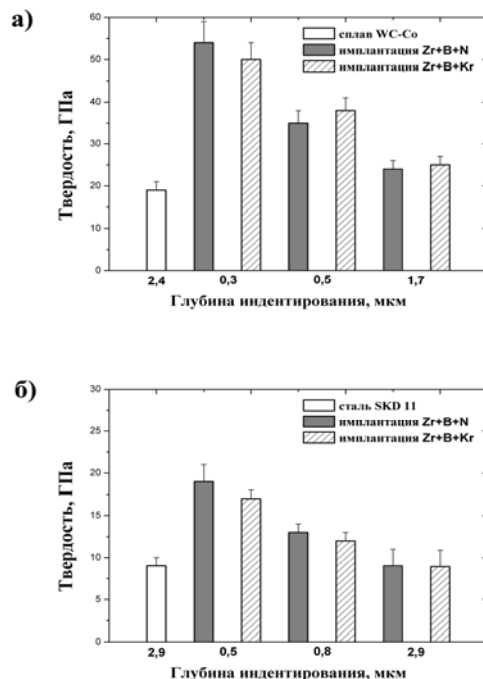


Рис. 2. Твердость образцов сплава (а) и стали (б) до и после воздействия ионной имплантации ионов Zr, B, N и Zr, B, Kr.

Как известно из литературы [6-10], несколько механизмов контролируют особенности износа твердого сплава и изменение коэффициента трения. Во-первых, хрупкое разрушение частиц карбида вольфрама. Во-вторых, селективный вынос кобальтовой фазы с последующим вырыванием зерен карбидов сплава. Адгезионное схватывание при этом индентора со сплавом определяет "мгновенные" изменения коэффициента трения за короткий промежуток времени. В случае легированной карбидами стали усталостное разрушение, контролируемое зарождением и распространением трещин под действием напряжений совместно с адгезионным схватыванием, определяет изменение коэффициента трения стали.

Как следует из представленных на рис. 3а результатов, имплантация ионов циркония, бора, азота или криптона снижает коэффициент трения. Наибольшее уменьшение коэффициента трения до значения порядка 0,1 (в 2-3 раза) происходит при имплантации циркония бора и криптона. "Мгновенные" относительные изменения коэффициента трения, связанные с адгезионным схватыванием, также уменьшаются более чем в 2 раза. В случае имплантации этих же групп ионов в сталь степень уменьшения коэффициента трения еще более значительна (рис. 3б). Максимальное снижение значения коэффициента трения с 0,5-0,6 до 0,05-0,1 характерно после имплантации ионов циркония, бора и азота. Колебания коэффициента трения при истирании, связанные с адгезионным схватыванием уменьшаются более чем в 10 раз. При этом режиме им-

плантации, как показано выше, происходит более высокая степень фрагментации мартенситных кристаллитов, что в условиях деформационного

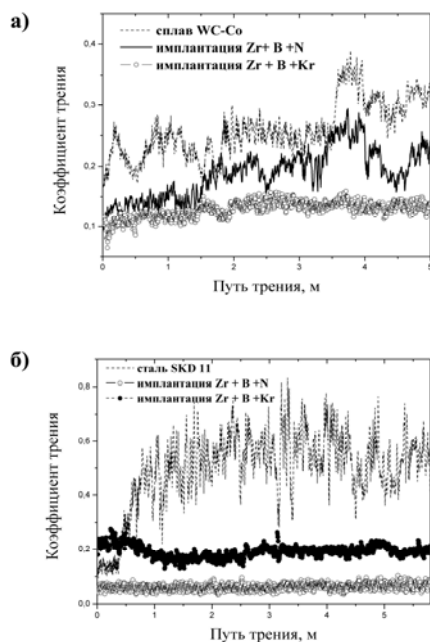


Рис. 3. Зависимости коэффициента трения от пути трения для образцов WC-Co сплава (а) и стали SKD-11 (в) до и после воздействия ионов Zr, B, N и Zr, B, Kr.

воздействия оказывается основным фактором, снижающим адгезионное схватывание и коэффициент трения. Предполагается, что дополнительным фактором, уменьшающим силу трения, является формирование аморфных слоев углерода в поверхностном слое стали при использовании в группе имплантируемых ионов азота.

Закключение

Одновременная имплантация ионов Zr, B, N и Zr, B, Kr в твердый сплав WC-Co приводит к увеличению в слое ~ 0.3 мкм в 1.3-1.5 раза доли кар-

бидов вольфрама. Фаза кобальта полностью преобразуется в интерметаллидные и карбидные соединения. При Zr, B и Kr дополнительно формируется ZrC. В результате твердость поверхностного слоя толщиной 0.2 мкм увеличивается в 2.5 раза, коэффициент трения уменьшается в обоих случаях имплантации.

Имплантация этих же групп ионов в сталь SKD 11 увеличивает твердость слоя стали ~ 0.8 мкм в 1.5-2 раза в результате увеличения дисперсности кристаллитов мартенсита, роста в нем сжимающих напряжений и радиационно-стимулированного выделения упрочняющих сталь карбидов. Максимальное снижение значения коэффициента трения и адгезионного схватывания (до 10 раз) характерно после имплантации ионов циркония, бора и азота.

Список литературы

1. Руссел Х., Руге И. Ионная имплантация. - М., Наука, 1983.
2. Анищук В.М., Углов В.В. Модификация инструментальных материалов ионами и плазменными пучками. - Мн.: БГУ, 2003. - 191 с.
3. Nastasi M., Mayer I.W. Ion implantation and Synthesis of Materials. - Springer, 2006. - 263 p.
4. Брюхов В.В. Повышение стойкости инструмента методом ионной имплантации. - Томск: Изд-во НТЛ, 2003. - 120 с.
5. Mayhafer P.H. // Adv. Eng. Mat.. - 2005. - V. 7. - 12. - P. 1071-1082.
6. Anderson A.D., Loretto M.H., Dearnaley G. // Materials Science and Engineering. - 1988. - 105-106. - P. 503-507.
7. Fu R.K.Y., Kwok S.C.H., Chen P., Yang P., Ngai R.H.C., Tian X.B., Chu P.K. // Surface & Coatings Technology. - 2005. - v. 196. - p.150-154.
8. Yu L.D., Shuy G.W., Vilaithong T. // Surface and Coatings Technology. - 2000. - 128-129. - P. 404-409.
9. Jia K., Fischer T.E. // Wear. - 1997. - 203-204. - P. 310-318.
10. Saklakoglu I.E., Saklakoglu N., Ceyhuna V., Shortc K.T., Collin G. // International Journal of Machine Tools & Manufacture. - 2007. - 47. - P. 715-719.

PHASE-STRUCTURE STATE AND MECHANICAL PROPERTIES OF TOOLS IMPLANTED BY (Zr+B+N) AND (Zr+B+Kr) IONS

A.K. Kuleshov¹⁾, V.V. Bruchoy²⁾, E.A. Soldatenko¹⁾, H. Komsta³⁾

¹⁾Belarusian State University

Nezavisimosti ave., 4, 220030, Minsk, Belarus

tel. +375 17 2095512, e-mail: kuleshak@bsu.by

²⁾Tomsk Polytechnic University

634034, Russia, Tomsk, 30 Lenin ave., e-mail: VBruhov@mail.ru

³⁾Lublin University of Technology, Lublin, Poland

The modification of phase- structure state and mechanical properties of WC-Co hard alloy and SKD 11 steel was studied by simultaneous implantations of Zr, B, N or Zr, B, Ar ions. The change of phase and structure state in the surface layers of tools with thickness of 0.2-0.8 μm was found. It is revealed, that the formation new carbide and intermetallic phases, the increase volume content of intrinsic carbides (for hard alloy) and the growth martensate compression stress and dispersibility (for steel) occur as a result defect accumulation, radiation-enhanced diffusion and grain-boundary segregation implanted and intrinsic atoms. The hardness of implanted tools increase in 1.5-2.5 times. The coefficient of friction and adhesive bond decreasing by a factor 5-10.