

Вестник Омского университета, 1997, Вып. 2. С. 29-31.
© Омский государственный университет, 1997

УДК 537.534.9

Механизмы модификации структуры твердых сплавов

Г.И.Геринг, Н.П. Калистратова, К.Н. Полещенко

*Омский государственный университет, кафедра радиационной физики и материаловедения
Институт сенсорной микроэлектроники СО РАН
644077, Омск, пр. Мира, 55-А*

Получена 20 марта 1997 г.

It was determined that highly energetic action change both: alloy microcomposition and substructure of separate phase components. Observing phenomena are explained from point of view of flowing recrystal process.

Модифицирующая обработка металлов и композиционных материалов мощными ионными пучками обеспечивает формирование уникальных структурно-фазовых состояний в их приповерхностных слоях, а также широкий масштаб модификации структуры - от кристаллической до зеренной. Это приводит к изменению макросвойств материалов, соотношению прочностных и пластических характеристик и определяет эксплуатационное поведение модифицируемых изделий в условиях трибомеханического нагружения.

Многофакторность воздействия мощных ионных пучков, наряду со структурными особенностями объекта исследования - композиционного материала (сплава WC-Co), чрезвычайно усложняет изучение закономерностей формирования поверхностных структурно-фазовых состояний. Установленные к настоящему времени эффекты изменения структуры твердых сплавов в связи с этим нуждаются в конкретизации, а создание физической модели модификации твердосплавных материалов требует исследования механизмов образования поверхностных структур, инициируемых облучением.

Настоящая работа посвящена исследованию основных закономерностей и механизмов формирования поверхностных структур инструментальных твердых сплавов BK8 (WC-Co) в зависимости от режимов воздействия мощными ионными пучками.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ. Проведенными исследованиями установлено, что высокоэнергетическое воздействие изменяет как микростроение сплава, так и субструктуру отдельных фазовых составляющих. Согласно данным рентгеноструктурного анализа, облучение приводит к возрастанию концентрации дефектов кристаллического строения как WC-, так и Co-фазы сплава: измельчение блоков мозаики, увеличение микроискажений кристаллической решетки, формирование развитой дислокационной структуры, увеличение концентрации дефектов упаковки. Для Co-фазы сплава, кроме того, происходит усиление линий гексагональной модификации кобальта. При

максимальных плотностях ионного тока ($j = 150 \text{ A/cm}^2$) рефлексy от Co-фазы исчезают, что, возможно, связано с разупорядочением структуры до уровня метастабильной аморфизации. Зависимость параметров субструктуры фазовых составляющих от числа импульсов воздействия носит экстремальный характер. Максимальная степень дефектности структуры наблюдается при $n=3$ импульсам. Дополнительные импульсы воздействия при данной плотности ионного тока стимулируют релаксацию всех параметров субструктуры до уровня соответствующих значений исходного материала (рис. 1, 2).

Анализ полученных результатов с учетом особенностей строения твердых сплавов WC-Co позволяет определить следующие пути формирования структуры. Высокие температуры в зоне воздействия, способствующие значительному увеличению межфазных напряжений, стимулируют образование линейных (дислокаций) и двумерных (дефектов упаковки) нарушений структуры, наиболее вероятно осуществляемым по механизму сдвига и скольжения атомных цепочек и плоскостей через пластическое течение карбида вольфрама в условиях всестороннего сжатия со стороны Co-прослойки. В качестве дополнительного механизма генерации дефектов можно рассматривать хаотическое разупорядочение кристаллической решетки карбида вольфрама за счет тепловых эффектов разупорядочения, атомного перемешивания и рассеяния упругих волн на узлах решетки с последующей релаксацией сверхвысоких концентраций точечных дефектов через стоки. Анализ уширения линий на рентгенограммах показал, что деформация карбидной фазы сопровождается характерной для хрупких материалов малой величиной микроискажений (10^{-4} - 10^{-3}) [1], что позволяет в качестве основных стоков и областей облегченной диффузии дефектов рассматривать малоугловые межкристаллитные границы, а также границы зерен, насыщение которых дефектами увеличивается по мере интенсификации процесса разупорядочения структуры.

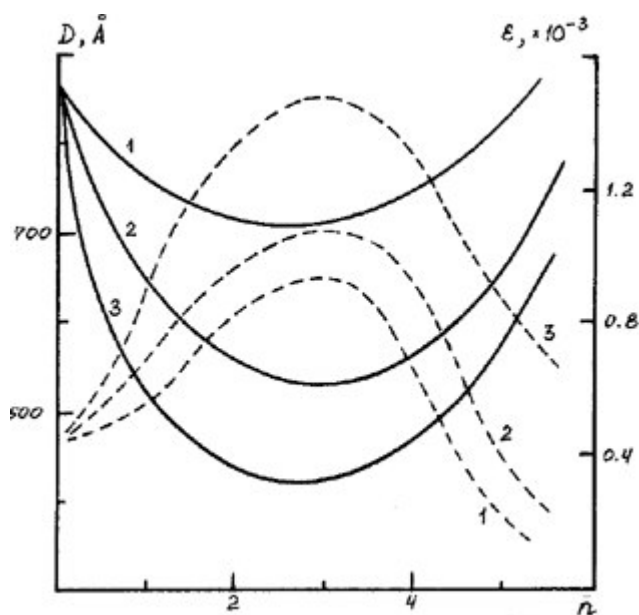


Рис. 1. Изменение параметров тонкой структуры WC-фазы в зависимости от режимов ионного облучения: n - число импульсов воздействия; j - плотность ионного тока (1 - 50 A/cm^2 , 2 - 100 A/cm^2 , 3 - 150 A/cm^2). Сплошными линиями показаны изменения размеров кристаллитов, пунктирными - микродеформаций кристаллической решетки

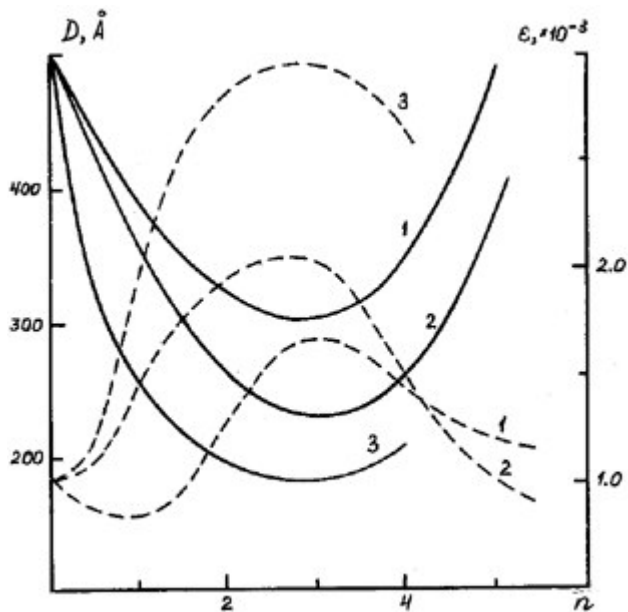


Рис. 2. Изменение параметров тонкой структуры Со-фазы в зависимости от режимов ионного облучения: n - число импульсов воздействия; j - плотность ионного тока (1 - 50А/см², 2 - 100А/см², 3 - 150А/см²). Сплошными линиями показаны изменения размеров кристаллитов, пунктирными - микродеформаций кристаллической решетки

Предположение об определяющей роли мало- и большеугловых границ в процессах структурообразования сплава при высокоэнергетическом воздействии объясняет наблюдаемые микроструктурные изменения. С ростом плотности ионного тока наблюдается значительное измельчение зерен карбида вольфрама при потере ими первоначальной ромбоэдрической формы и увеличении степени связности карбида. Неоднородность сжатия со стороны кобальта способствует деформации зерен карбида вольфрама по пересыщенным дефектами межкристаллитным областям при одновременном интенсивном их растворении в жидком кобальте до неравновесных концентраций. Увеличению степени растворимости дополнительных элементов в кобальте способствуют высокие скорости процессов. Подобное явление наблюдалось в системе Со-С, когда высокоскоростной нагрев с последующим охлаждением вызывал возрастание растворимости углерода в кобальте в 16 раз [2].

Охлаждение сплава, следующее после завершения импульса, вызывает выпадение мелкодисперсных выделений в местах наибольшей структурной неоднородности WC-фазы и сверхвысоких концентраций W и C в Со, т.е. преимущественно вдоль границ раздела фаз (подобно процессам в горячедеформированных металлах [3]), о чем свидетельствуют электронно-микроскопические снимки протравленной поверхности.

Таким образом, наблюдаемые явления в обеих фазах сплава объясняются с позиции протекающих в них рекристаллизационных процессов. При этом структурные изменения, возникающие в карбидной фазе, можно охарактеризовать как результат высокоскоростной динамической рекристаллизации в условиях всестороннего сжатия со стороны кобальта при наличии градиента распределения термомеханических напряжений по глубине от облучаемой поверхности. С этой позиции эволюция дефектной структуры карбида вольфрама в зависимости от режимов ионного воздействия (рис.1) объясняется реализацией в карбидной фазе двух конкурирующих процессов - упрочнения и разупрочнения,- подобно явлениям, наблюдаемым в металлах и сплавах при динамической рекристаллизации. С одной стороны, происходит релаксация возникающих при облучении значительных межфазных напряжений за счет пластической деформации карбида и генерации дефектов. С другой стороны, высокие температуры в зоне воздействия способствуют отжигу формирующихся нарушений структуры и коалесценции

субзерен. Экспериментальные зависимости свидетельствуют, что при $n=1, 3$ импульсам воздействия доминирующим процессом, определяющим формирование конечной структуры, является процесс генерации дефектов, предел насыщения которыми определяется температурой в зоне воздействия, зависящей от плотности ионного тока. При превышении предела растворимости дефектов в исходной структуре WC, происходит их интенсивный отжиг, что выражается в увеличении степени совершенства кристаллической структуры карбида вольфрама.

Достигаемое при определенных режимах облучения значительное упрочнение карбидной фазы находится в соответствии с известной тенденцией упрочнения металлов и сплавов при горячей деформации [3].

Структурные изменения Co-фазы, помимо высокой скорости рекристаллизации, сопровождаются дополнительным растворением в ней W и C до концентраций, значительно превышающих пределы растворимости в равновесном состоянии.

Таким образом, механизмы модификации поверхностных структур твердых сплавов системы WC-Co определяются как особенностями физических свойств отдельных фазовых составляющих, так и сложным характером межфазных взаимодействий в условиях, формирующихся при облучении мощным ионным пучком высокоинтенсивных термомеханических полей. При этом основными особенностями сплава, ответственными за формирование конечной структуры, являются: значительное отличие в коэффициентах линейного расширения фазовых составляющих (WC и Co) [4], повышенная растворимость карбида вольфрама в Co [5], высокая прочность межатомных связей карбида [4].

Из анализа эволюции формирующихся при воздействии мощным ионным пучком дефектной структуры твердых сплавов с позиции классических механизмов модификации физико-механических свойств материалов данной группы [6] следует ожидать значительного улучшения прочностных характеристик исследуемых объектов при следующих режимах облучения: плотности ионного тока $j = 100,150 \text{ A/cm}^2$ при $n=3$ импульсах воздействия. Решение вопроса о возможности улучшения эксплуатационных характеристик модифицируемых твердосплавных изделий в условиях экстремального нагружения требует дополнительных исследований в силу метастабильности формируемых высокоскоростными процессами состояний и возможной их дальнейшей эволюции в условиях высокотемпературного трибомеханического контакта.

Литература

- [1] Стормс Э. Тугоплавкие карбиды. М: Атомиздат, 1970. 304 с.
- [2] Салли И.В. Кристаллизация при сверхбольших скоростях охлаждения. Киев: Наукова думка, 1972. 135 с.
- [3] Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М: Металлургия, 1978. 565 с.
- [4] Чапорова И.Н., Чернявский К.С. Структура спеченых твердых сплавов. М: Металлургия, 1975. 247 с.
- [5] Самсонов Г.В., Упадхья Г.М., Нешпор В.С. Физическое материаловедение карбидов. Киев: Наукова думка, 1974. 454 с.
- [6] Лошак М.Г. Прочность и долговечность твердых сплавов. Киев: Наукова думка, 1984. 328 с.