

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ОБРАБОТКОЙ ТЛЕЮЩИМ РАЗРЯДОМ

Е.С. АХРАЛОВИЧ, М.А. БЕЛАЯ, В.М. ШЕМЕНКОВ

Рассмотрены механизмы модификации структуры однокарбидных твердых сплавов типа ВК8, приводящие к повышению поверхностной твердости и износостойкости инструментов. Представлены результаты сканирующей электронной микроскопии и рентгенофазового анализа.

Ключевые слова: модификация, твердые сплавы структура.

Твердые сплавы как инструментальные материалы широко и эффективно применяются в металлообработке. Достаточно отметить, что твердосплавным инструментом снимается до 70 % всей стружки.

Качественные изменения в металлообработке, связанные с появлением новых труднообрабатываемых материалов, применением станков с числовым программным управлением, многоцелевых станков, гибких производственных систем, повышают требования к работоспособности и надежности твердосплавного инструмента. Резервы повышения износостойкости инструментальной оснастки за счет создания новых материалов в значительной степени уже исчерпаны или связаны со значительными материальными затратами. Поэтому особое значение в настоящее время приобретают вопросы, связанные с внедрением технологических процессов модификации рабочих поверхностей инструментов. Традиционные способы повышения стойкости в ряде случаев не обеспечивают необходимой износостойкости или неприемлемы. Поэтому все большее распространение получают такие способы, как нанесение износостойких покрытий и поверхностное упрочнение изделий из металлов и сплавов методами ионно-плазменной обработки [1].

Одним из перспективных в научном и прикладном плане является метод обработки твердых сплавов тлеющим разрядом постоянного тока, возбуждаемом в среде остаточных атмосферных газов давлением 1,33...13,33 Па напряжением горения 1...5 кВ при плотностях тока 0,05...0,5 А/м² и частоте импульсов 100 Гц ± 20% обеспечивает формирование уникальных структурно-фазовых состояний в их приповерхностных слоях, а также широкий масштаб модификации структуры. Это приводит к изменению макросвойств материалов и определяет эксплуатационное поведение модифицируемых изделий в условиях трибомеханического нагружения, что характерно для инструментальной оснастки.

Механизмы, приводящие к модифицирующей обработке инструментальных материалов в тлеющем разряде, сходны с процессами, протекающими при низкотемпературной ионной имплантации, с той лишь разницей, что в качестве источника ионов используется среда остаточных атмосферных газов. Вследствие чего изменение свойств поверхностных слоев твердых сплавов происходит за счет торможения бомбардирующих ионов, в результате чего повышается поверхностная твердость и износостойкость материалов [2].

Исследование процессов модификации структуры поверхностных слоев проводили на партии многогранных неперетачиваемых пластин из твердого сплава ВК8 (ГОСТ 3882-74) в исходном состоянии и подвергнувшихся обработке, при различных энергетических характеристиках тлеющего разряда и времени обработки в нем.

Для установления зависимости приращения поверхностной твердости H'_{HV} пластин из твердого сплава ВК8 по Виккерсу от основных факторов процесса модифицирующей обработки в тлеющем разряде зависимость $H'_{HV} = f(V, J, T)$, кг/мм², была аппроксимирована полиномом второй степени, отвечающим требованию ротатальности:

$$H'_{HV} = 99,45 + 17,28 \left(\frac{U-2,0}{0,7} \right) - 9,24 \left(\frac{J-0,25}{0,075} \right) + 0,59 \left(\frac{T-30}{10} \right) - \left(\frac{U-2,0}{0,7} \right) \left(\frac{J-0,25}{0,075} \right) - 0,5 \left(\frac{U-2,0}{0,7} \right) \left(\frac{T-30}{10} \right) + 14,01 \left(\frac{J-0,25}{0,075} \right) \left(\frac{T-30}{10} \right) - 16,77 \left(\frac{U-2,0}{0,7} \right)^2 - 1,37 \left(\frac{J-0,25}{0,075} \right)^2 - 2,44 \left(\frac{T-30}{10} \right)^2. \quad (1)$$

Проведенные исследования позволили получить ряд зависимостей, представленных на *рисунке 1*.

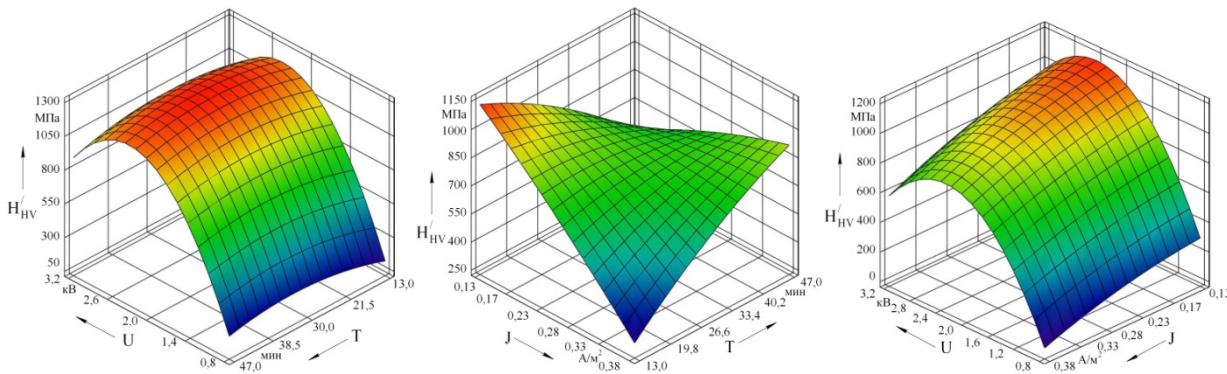


Рис. 1 – Зависимость приращения поверхностной твердости H'_{HV} пластин из твердого сплава ВК8 от различных факторов модифицирующей обработки в тлеющем разряде.

На основании детального анализа проведенных исследований удалось установить, что глубина модифицированного слоя h_{Δ} , мкм, так же, как и поверхностная твердость, в большей степени зависит от удельной мощности горения разряда W , кВт/м². Данную зависимость можно объяснить тем, что с ростом энергетической характеристики разряда растет энергия и количество налетающих на поверхности твердосплавной пластины частиц, что способствует более глубокому их проникновению и формированию более длинных каскадов смещений в кристаллических решетках фазовых составляющих сплава [3].

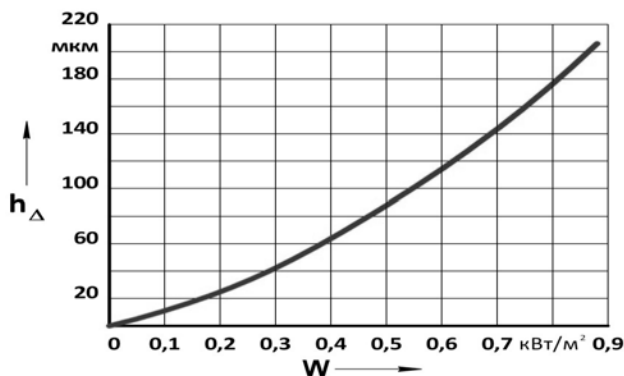


Рис. 2 – Зависимость глубины модифицированного слоя h_{Δ} , мкм, от удельной мощности горения разряда W , кВт/м².

Можно отметить то, что величина глубины модифицированного слоя для одной и той же удельной мощности горения тлеющего разряда имеет различное значение по площади исследуемой поверхности твердосплавного образца, отличающееся от среднего в пределах 15...30 %, что свидетельствует о нелинейности протекающих процессов во время модифицирующей обработки.

Металлографический анализ при помощи электронной микроскопии пластин из твердого сплава ВК8 в состоянии поставки (*рисунк 3, а*) свидетельствует о наличии в качестве твердой фазы карбида вольфрама (WC) со средней площадью фрагментов, равной

17,3 мкм², а в качестве связующего компонента выступает кобальт (Co). Границы зерен карбидной фазы являются четкими, а зерна имеют сложную форму.

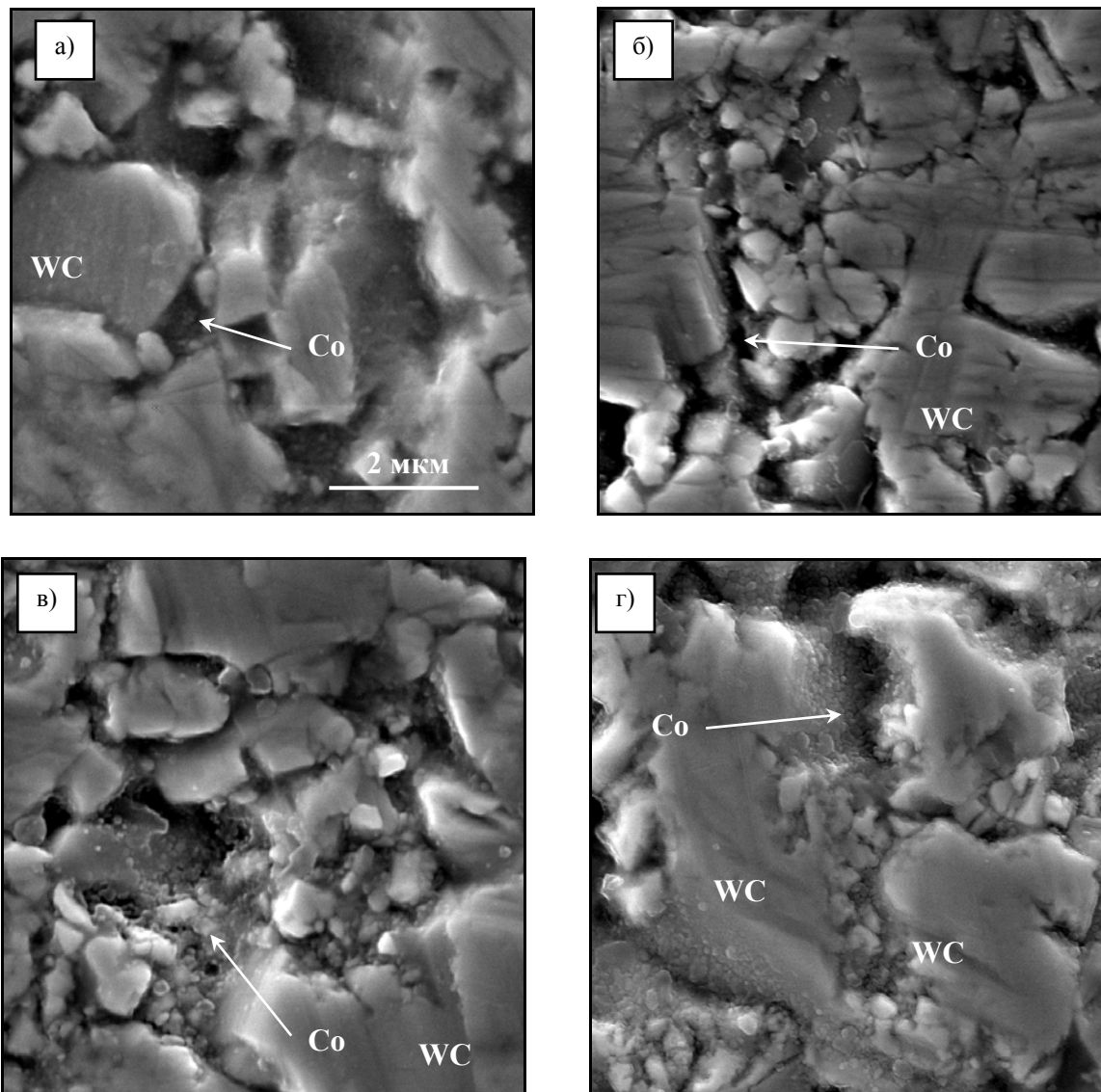


Рис. 3 – Структура твердого сплава ВК8: а – исходное состояние; б – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,20 кВт/м²; в – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,50 кВт/м²; г – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,88 кВт/м²

При исследовании пластин, подвергнутых модифицирующей обработке в тлеющем разряде, удалось выявить ряд изменений в структуре твердого сплава.

Данные изменения связаны с уменьшением размера зерен карбидной фазы: при обработке пластин с удельной мощностью горения тлеющего разряда $W = 0,20$ кВт/м² средняя площадь зерна составляет 16,5 мкм² (*рисунок 3, б*), при $W = 0,50$ кВт/м² – 11,2 мкм² (*рисунок 3, в*), а при значении $W = 0,88$ кВт/м² – 15,2 мкм² (*рисунок 3, г*).

Влияние модифицирующей обработки на структуру отдельных составляющих сплавов изучено методом рентгеноструктурного анализа. Анализу подвергались изменения дифракционных параметров линий кобальта, карбида вольфрама и хрома, возникающие под действием тлеющего разряда с различной удельной мощностью горения.

На *рисунке 4* представлен фрагмент дифрактограммы исходного образца сплава ВК8.

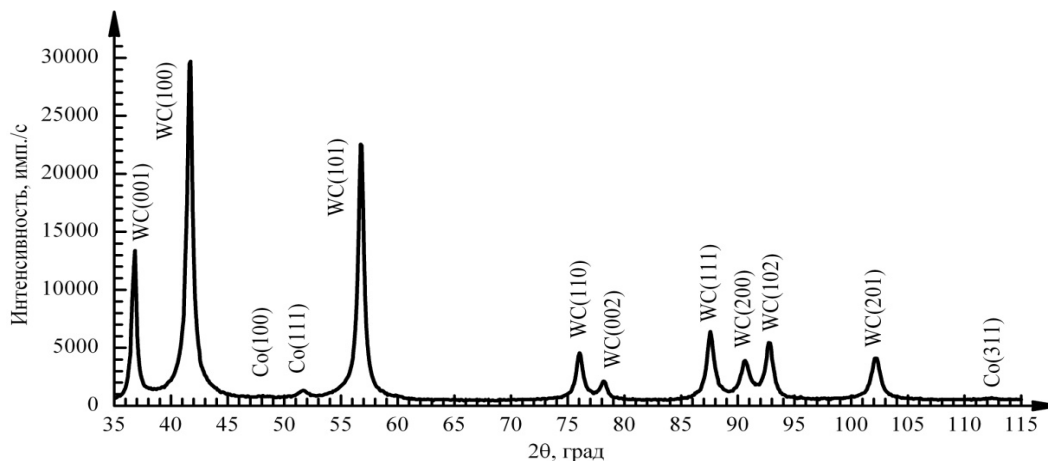


Рис. 4 – Фрагмент дифрактограммы твердого сплава ВК8 в исходном состоянии

При анализе полученной дифрактограммы исходного образца сплава ВК8 видно, что она содержит две системы отражений, одна из которых принадлежит карбиду вольфрама WC, другая – кобальту. Межплоскостные расстояния и распределение интенсивности регистрируемых линий WC, за исключением отражения (101), соответствуют данным стандартной картотеки PDF.

Дифракционные линии, принадлежащие кобальту, характеризуются низкой интенсивностью, что связано с относительно небольшим (8 масс. %) содержанием этого элемента в исследуемом материале. Поскольку кубической и гексагональной модификациям кобальта свойственны близкие по значению межплоскостные расстояния регистрируемых линий [3], то с учетом их низкой интенсивности сделать однозначный вывод о сингонии, присутствующей в исследуемом сплаве ВК8, проблематично. Для получения информации о структуре связки сплава ВК8 был проанализирован характер изменения дифракционных параметров линии (111) кобальта (рисунки 5).

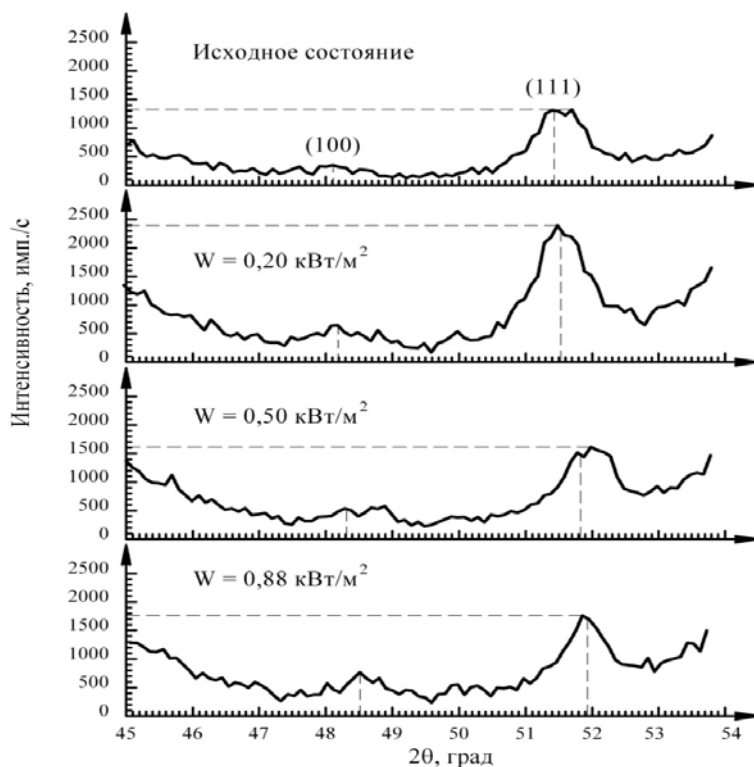


Рис. 5 – Вид профиля линий (100), (111) кобальтовой связки в исходном состоянии и после модифицирующей обработки в тлеющем разряде с различной удельной мощностью горения

Из сравнения данных, представленных на *рисунке 6*, следует, что профиль линии (111) неоднороден, что особенно характерно для исходного образца и образца, обработанного разрядом с удельной мощностью горения $0,50 \text{ кВт/м}^2$. Можно полагать, что он представляет собой наложение двух профилей отражений – линий (111) кубической и гексагональной сингонии кобальта. Судя по регистрируемым угловым положениям линии (111) исходного образца, можно полагать, что найденное межплоскостное расстояние линии (111), равное $0,2064 \text{ нм}$, соответствует кобальту с кубической решеткой K12 типа Fm $\bar{3}m$, а $d/n = 0,2053 \text{ нм}$ – гексагональной Г12 типа P64/mmc.

Для исходного состояния отмечается также достаточно большая размытость профиля – величина β в этом случае достигает наибольшего значения. Отметим, что межплоскостное расстояние d/n линии (111) обеих модификаций кобальта заметно превышает табличное значение. Период решетки кубической сингонии кобальтовой связки в исходном состоянии равен $a = 0,3579 \text{ нм}$.

Обработка исходного образца в тлеющем разряде с удельной мощностью горения $0,20 \text{ кВт/м}^2$ приводит, с одной стороны, к некоторому сужению профиля линии (111), о чем свидетельствует уменьшение физического уширения до $\beta = 16,5 \cdot 10^{-3}$ рад, с другой, к смещению ее углового положения в сторону больших углов рассеяния 2θ . Как следствие, регистрируется снижение d/n линий (111) и уменьшение периода решетки до $0,3577 \text{ нм}$. Кроме того, профиль линии в этом случае достаточно симметричен относительно максимального углового положения линии (111).

Заметная неоднородность профиля линии вновь регистрируется для образца, прошедшего обработку в разряде с удельной мощностью горения $0,50 \text{ кВт/м}^2$. В этом случае среднее значение d/n составляет $0,2042 \text{ нм}$, для кубической модификации – $0,2049 \text{ нм}$. Для гексагонального кобальта $d/n = 0,2036 \text{ нм}$ и практически соответствует ее табличному значению [3], равному $0,2037 \text{ нм}$, что непосредственно следует из резкого смещения углового положения линии (111) в сторону больших углов рассеяния в случае образца, обработанного в тлеющем разряде с удельной мощностью горения $0,50 \text{ кВт/м}^2$. При этом значения постоянной решетки составляет $0,3556 \text{ нм}$, величина $\beta = 17,3 \cdot 10^{-3}$.

Что же касается образца, обработанного в тлеющем разряде с удельной мощностью горения $0,88 \text{ кВт/м}^2$, то энергия воздействующего на него тлеющего разряда приводит к заметному изменению профиля линии (111), здесь он достаточно симметричен, d/n составляет $2,0420 \text{ нм}$, что соответствует кубической сингонии кобальта [3]. Уширение профиля линии в этом случае наименьшее – β уменьшается до $11,6 \cdot 10^{-3}$ рад. Этот эффект позволяет сделать заключение о снижении искажений кристаллической решетки кобальта под воздействием тлеющего разряда и превращении его гексагональной сингонии в кубическую (или ее преимущественном наличии).

Как следует из проведенных оценок, размер фрагментов кобальтовой связки в приповерхностных слоях во всех случаях соответствует наноуровню. Наименьший размер (10 нм) фрагментов имеет место в исходном состоянии ВК8, наибольший (17 нм) – в случае обработки в тлеющем разряде с удельной мощностью горения $0,88 \text{ кВт/м}^2$, промежуточное значение (12 нм) соответствует образцам, обработанным в тлеющем разряде с удельными мощностями горения с энергиями $0,20$ и $0,50 \text{ кВт/м}^2$.

Как следует из выполненного анализа профиля линии (112) карбида вольфрама (*рисунок 6*) для всех исследованных образцов, межплоскостное расстояние этой линии сохраняется постоянным и равным $0,1016 \text{ нм}$, что соответствует литературным данным [3]. Напротив, обработка поверхности образцов оказывает влияние на уширение линии (112). При этом наибольшее значение β регистрируется у исходного образца и составляет $26,1 \cdot 10^{-3}$ рад. Воздействие на образец тлеющего разряда с удельной мощностью горения $0,20 \text{ кВт/м}^2$ сопровождается сужением линии – здесь $\beta = 23,4 \cdot 10^{-3}$ рад. Обработка приповерхностных слоев образцов в тлеющем разряде с удельной мощностью горения $0,50$ и $0,88 \text{ кВт/м}^2$ также по сравнению с исходным образцом приводит к дальнейшему уменьшению ширины линии (112) WC. В первом случае $\beta = 21,5 \cdot 10^{-3}$ рад, во втором – $20,5 \cdot 10^{-3}$ рад.

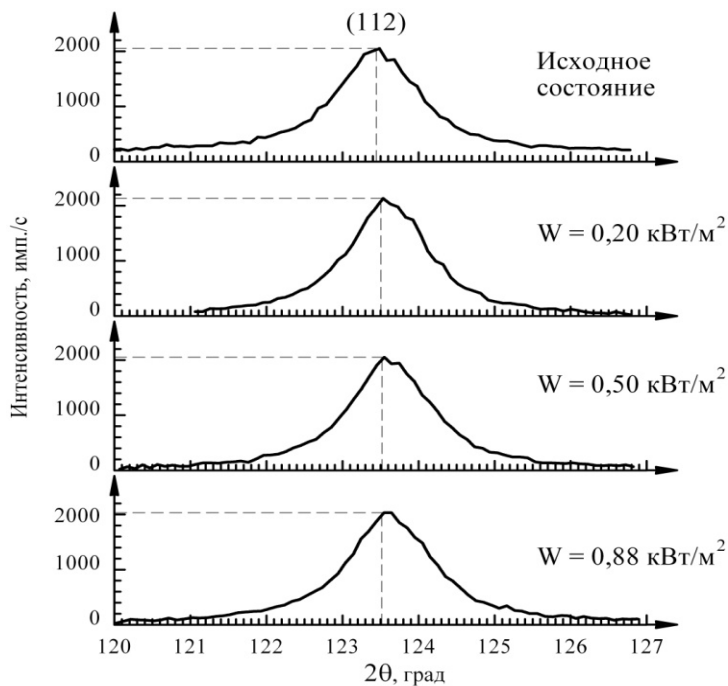


Рис. 6 – Вид профиля линии (112) карбида вольфрама в исходном состоянии и после модифицирующей обработки в тлеющем разряде с различной удельной мощностью горения

Вывод

Обработка инструментов из твердого сплава ВК8 в тлеющем разряде вызывает повышение поверхностной твердости, что обусловлено структурными изменениями в приповерхностных слоях на глубине до 220 мкм, одним из которых является уменьшение искажений как в связующем материале (Co), так и в твердой фазе (WC).

Литература

1. Ходырев, В.И. Прогрессивные электрофизические методы упрочнения твердосплавного инструмента / В.И. Ходырев, А.Ф. Короткевич, В.М. Шеманков // - Вестник МГТУ «Электромеханика, приборостроение и информатика» 2002. – №2 - с. 159 – 163 (УДК 537.534.9:669).
2. Шеманков, В.М. Структурные изменения в поверхностных слоях однокарбидных твердых сплавов при их обработке в тлеющем разряде / В.М. Шеманков, Г.Ф. Ловшенко //Вестн. Белорусско-Российского университета, - 2010. – №1/(26). С. 121-130.
3. Горелик, С.С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ : учеб. пособие для вузов / С.С. Горелик, Ю.А. Скаков, Л.Н. Расторгуев – 4-е изд. доп. и перераб. – М.: МИСИС, 2002. – 360 с.: ил.

Ахралович Елена Сергеевна

Студентка машиностроительного факультета
Белорусско-Российского факультета
Тел.: +375 (0222) 46-11-19

Белая Мария Александровна

Студентка машиностроительного факультета
Белорусско-Российского факультета
Тел.: +375 (0222) 26-60-31

Шеманков Владимир Михайлович

Старший преподаватель кафедры «Металлорежущие станки и инструменты»
Белорусско-Российский университет
Тел.: + 375 (0222) 26-60-31
E-mail: Shemenkov@BRU.Mogilev.by