

ПОВЫШЕНИЕ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ВОЛОК ДЛЯ ВОЛОЧЕНИЯ ПРОВОЛОКИ

Докт. техн. наук, проф. КОВАЛЕВСКИЙ В. Н., САЧАВА Д. Г.

Белорусский национальный технический университет

Работоспособность волочильного инструмента определяется стойкостью его к образованию трещин при волочении, способностью противостоять изменению формы, размеров и состояния поверхности канала волок под действием силовой нагрузки при протягивании высокопрочной кордовой проволоки. Для изготовления волочильного инструмента используют твердые сплавы на основе карбида вольфрама. Многофакторность процесса разрушения рабочей зоны волок требует выявления одновременного воздействия нескольких основных факторов и механизмов разрушения, что позволит определить критерии оценки работо-

способности волок и выбор материала для их изготовления. В лаборатории порошковой металлургии БМЗ проанализированы состояние и характер изменения рабочей поверхности волок в процессе работы. Основным источником износа является деформация поверхности наиболее нагруженной зоны волоки в процессе волочения, что приводит к появлению кольца износа – радиальной канавки (рис. 1).

При волочении проволоки на рабочей поверхности волоки возникает нагрузка, которая в процессе волочения вызывает появление трещин (рис. 2).

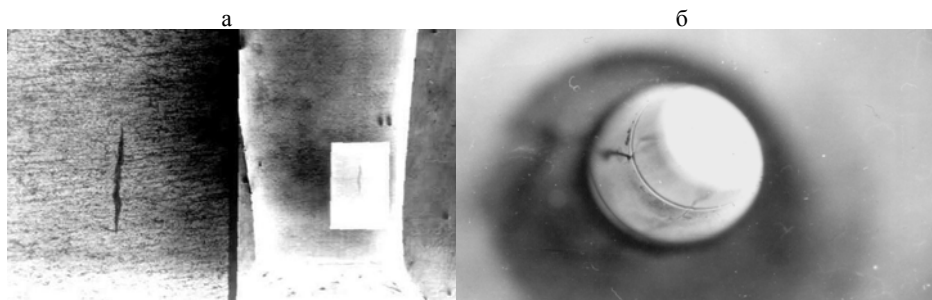


Рис. 1. Радиальная канавка износа по: а – разрезу волоки; б – виду рабочей зоны

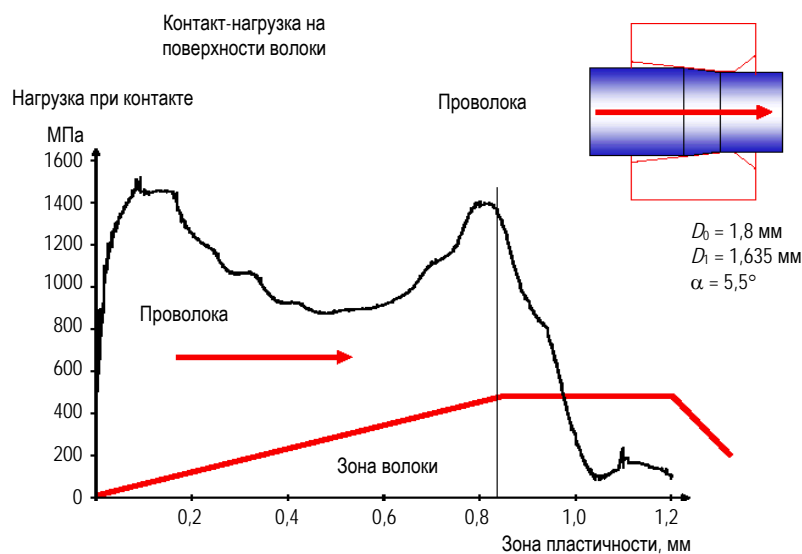


Рис. 2. Распределение нагрузки на волоку в процессе работы

Наибольшая концентрация напряжений (свыше 1400 МПа) приходится на начальный участок деформации. Величина напряжений ограничивается пределом текучести материала проволоки. Самой нагруженной зоной являются приповерхностные участки волокна в рабочем угле и переходе от рабочего угла в цилиндрическую (калибровочную) часть волокна на расстоянии 0,8–0,9 мм от поверхности входа проволоки. В этой зоне образуется кольцо износа и формируются трещины. Локальная деформация волокна в высоконагруженной зоне незначительна по величине, но она накапливается в процессе работы, что соответствует процессу малоциклового усталости. Накапливаемая пластическая деформация приводит к повышению плотности дислокаций и возникновению трещинообразующих дислокаций. Под действием растягивающей нагрузки зарождаются усталостные трещины в рабочей зоне волокна вдоль или поперек ее оси. Относительно хрупкий материал волокна (твердый сплав) склонен к растрескиванию под действием термических или механических ударов. Механическое воздействие в направлении волочения вызывает трещины определенного типа. Тепловой удар может вызывать множественное разрушение (трещины), которое становится концентратором напряжений. Циклический характер процесса вызывает появление локальных микротрещин. Усталостные трещины обычно распространяются по поверхности к краю волокна в виде ско-

ла и могут останавливаться в зоне вязкой кобальтовой фазы. На рис. 3 представлена картина расположения усталостных трещин в материале волокна (твердом сплаве).

Проанализируем основные направления усталостных трещин. Схемы возможных направлений трещин, которые могут возникать в материале волокна, представлены на рис. 4. Направление усталостных трещин – продольное, оно совпадает с осью волокна и формируется за счет раздающей нагрузки со стороны входа волокна (количество трещин может быть больше двух), вероятность их появления возрастает с уменьшением рабочего угла и ростом величины единичного обжатия (рис. 4а). Разрушение от растягивающих напряжений начинается с кольцевой трещины, которая является следствием процесса малоциклового усталости (рис. 4б). В направлении максимальной нагрузки могут возникать трещины за счет локальных сдвигающих напряжений, которые приводят к интенсивному упрочнению кобальтовой связки по плоскости сдвига (рис. 4в). Циклическое приложение нагрузки вызывает появление трещин, у вершины которых не может развиваться локальная пластическая зона, так как исчерпан запас пластичности кобальтового сплава (конусная форма разрушения волокна). Локальная деформация выходной зоны волокна на пересечении цилиндрической части волокна и выходного конуса вызывает ее выкрашивание (рис. 4г).

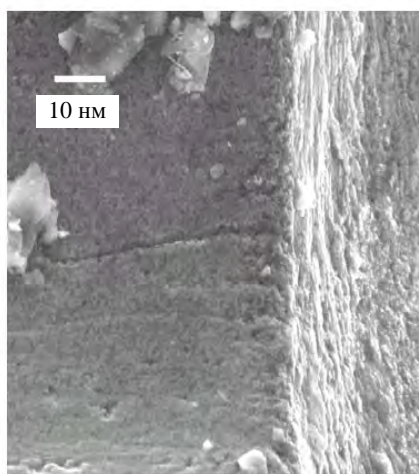


Рис. 3. Картина распределения трещин в изношенной проволоке

Выкрашивание выходной зоны иногда вызывается включениями или сварными швами на проволоке. Оно также может быть вызвано неправильной геометрией выходного конуса. Острый угол в выходной части калибровочного цилиндра представляет собой слабый участок и легко выкрашивается.

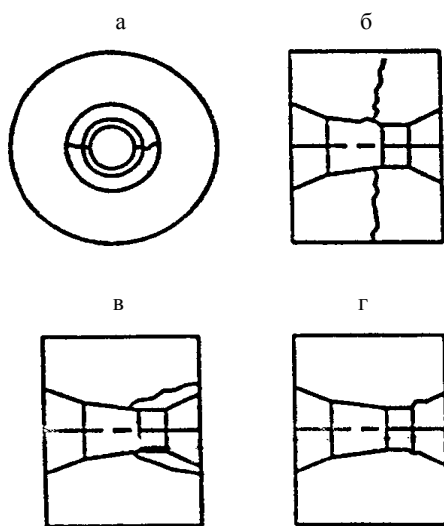


Рис. 4. Виды трещин, которые наблюдаются в волоке при износе: а – продольные трещины; б – разрушение от растяжения; в – то же сдвигом; г – выкрашивание

На процесс трещиностойкости материала волок оказывает влияние микроструктура (прежде всего размер зерна) твердого сплава, которая состоит из твердых кристаллов карбида вольфрама и вязкой связки кобальта или кобальта и никеля, легированной карбидами ниобия или тантала.

Микроструктура типичного вольфрамсодержащего твердого сплава представлена на рис. 5.

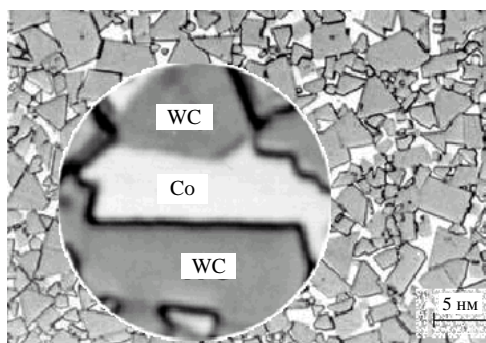


Рис. 5. Микроструктура вольфрамсодержащего твердого сплава

Она содержит твердые кристаллы карбида вольфрама и вязкую связку – кобальт. Гетерогенная микроструктура твердого сплава оказывает влияние на стойкость волоочильного инструмента и определяет износостойкость поверхности, запас пластичности связки и ее упрочнение в процессе деформации, вязкость разрушения материала и прочность его на разрыв.

Показатели качества материала волокна – твердость, прочность и вязкость разрушения – как параметр сопротивления распространению трещин представлены в зависимости от содержания кобальта Co и размера зерна карбида вольфрама WC на рис. 6.



Рис. 6. Зависимость прочности и твердости твердого сплава от размера зерна карбида вольфрама и содержания кобальтовой связки

Основными показателями волоочильного инструмента являются: износостойкость поверхности, запас пластичности связки и степень ее упрочнения в процессе деформации, вязкость разрушения материала и прочность его на разрыв. На работоспособность твердого сплава оказывают влияние размер зерна и количество кобальтовой связки (рис. 6).

Анализ процессов разрушения твердосплавных волок при волочении кордовой проволоки, выполненный на БМЗ, показал, что основным механизмом разрушения является малоцикловая усталость материала. Высокие силовые и температурные нагрузки в процессе волочения вызывают разрушение волоки по критическим областям.

Введение алмазных зерен высокого качества (500 мкм) в карбидную матрицу WC-Co позволило создать сверхтвердые материалы «Славутич» и «Твесал», обладающие высокой твердостью.

стью и прочностью и успешно работающие в условиях интенсивного абразивного износ [1]. Использование алмаза с карбидной матрицей из SiC обеспечило создание сверхтвердого материала, в котором отсутствует дефицитный вольфрам. Однако склонность алмаза при высоких температурах (>1200 °С) к графитации требует при производстве компактного материала высоких давлений и температур ($p = 8,5$ ГПа) [2]. Сформированная структура состоит из взаимопроникающих каркасов алмаза и карбида кремния. Полученные материалы имеют высокие механические свойства, термо- и износостойкость, но этот метод ограничивает габариты и сложность форм.

Конкуренцию этим материалам составляет сверхтвердый композит «алмаз – карбид кремния», полученный пропиткой пористой заготовки из кристаллов алмаза жидким кремнием. Материал известен под маркой «Скелетон-D» [3], структура которого состоит из алмазного каркаса и карбидокремниевой матрицы. Протекание реакционного спекания при образовании матрицы из SiC обеспечивает безусловную технологию формирования готового абразивного изделия при низком давлении и температуре 1500 °С. Несмотря на высокий комплекс свойств, материал «Скелетон-D» уступает твердому сплаву в вязкости разрушения.

Введение в состав шихты дополнительно дисперсных частиц α -SiC, свободного кремния и углерода с последующим взрывным уплотнением и спеканием в аппаратах высокого давления с одновременной пропиткой алюминием и бором позволило получить композит «алмаз – карбид кремния» [4]. Однако прохождение ударных волн приводит к разрушению как матрицы, так и кристаллов алмаза (рис. 7). Хрупкое разрушение по карбидокремниевой матрице характеризует невысокую вязкость разрушения материала ($K_{1C} = 3,5-4,2$ н/м^{3/2}), несмотря на «залечивание» трещин в процессе пропитки и реакционного спекания композита.

Для повышения стойкости инструмента предложено использовать композит «алмаз – карбид кремния» (сверхтвердый материал «Скелетон-D»), в котором использованы микрошлифпорошки алмаза, предварительно покрытые нанослоем карбида кремния. Технология реакционного спекания в засыпке показала [5], что после реакционного спекания при температуре 1500 °С формируется композит «алмаз – карбид кремния», в котором частицы алмаза сохранили свои размеры (отсутствуют потери алмаза на графитацию при нагреве). Характер разрушения композита «алмаз – карбид кремния», изготовленного по технологии реакционного спекания порошков алмаза с покрытием, представлен на рис. 8.

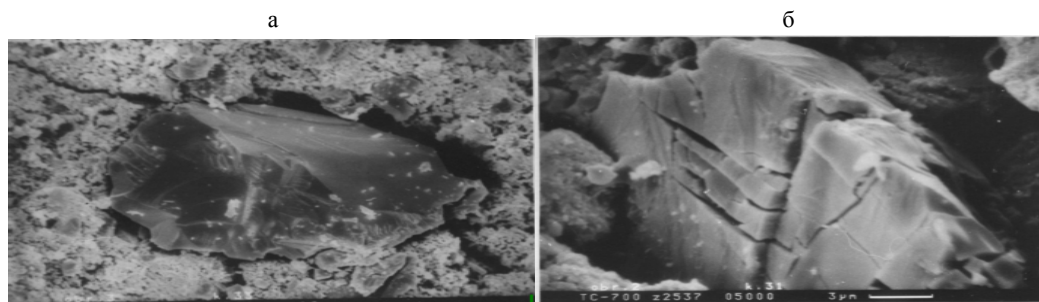


Рис. 7. Характер разрушения композита «алмаз – карбид кремния» по: а – карбидокремниевой матрице; б – кристаллу алмаза

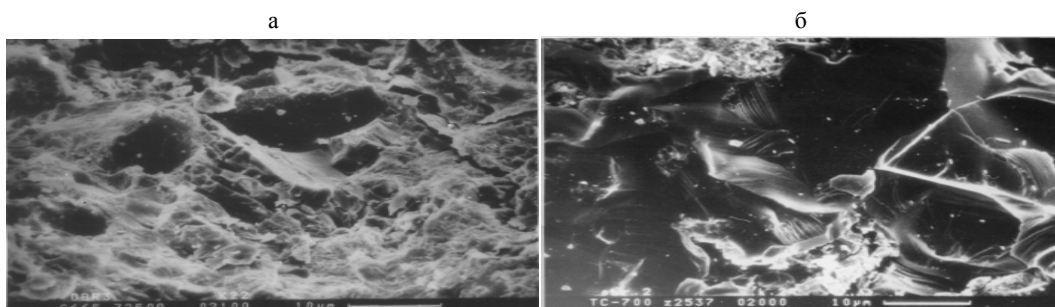


Рис. 8. Разрушение по: а – матрице; б – алмазу композита «алмаз – SiC», полученного реакционным спеканием частиц алмаза с покрытием

Фрактограммы поверхности разрушения композита «алмаз – SiC», выполненные в виде реплик, представлены на рис. 9.

Следует отметить качественное соединение компонентов и наличие наноструктурной прослойки по границам кристаллов алмаза. В структуре отсутствует пористость, на границе раздела «алмаз – карбид кремния» присутствуют наноструктурные алмазные частички. Композит «алмаз – карбид кремния» после реакционного спекания в засыпках представляет беспористую структуру, на которой можно отметить ступеньки скола в кристаллах алмаза, плотную наноструктурную оболочку α -SiC в зоне контакта с кристаллом алмаза. Термостабильность структуры композита «алмаз – карбид кремния» определяли в интервале температур 750–1600 °С. Графитации алмаза не наблюдалось. Исследование вязкости разрушения композита «алмаз – SiC» показало, что материал матрицы SiC имеет значения $K_{IC} = 10\text{--}12 \text{ н/м}^{3/2}$. По характеристикам вязкости разрушения материал находится на уровне твердых сплавов.

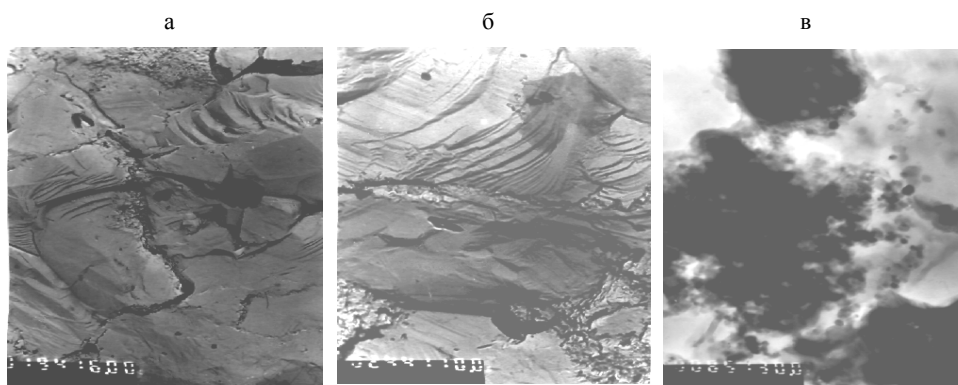


Рис. 9. а, б – фрактограммы поверхности; в – тонкая структура композита «алмаз – SiC» с покрытием алмаза после реакционного спекания

ВЫВОД

Выполненные в заводских условиях (РУП «БМЗ») исследования стойкости волок для волочения кордовой проволоки из вольфрамсодержащего твердого сплава показали, что сложные условия нагружения вызывают разрушение поверхности инструмента, обусловленное действием различных механизмов или их сочетанием, связанных в основном с процессом износа, малоциклового усталостью и действием растягивающих напряжений. Работоспособность волоки зависит от количества кобальтовой связки и размера зерна карбида вольфрама. Отсутствие сырья для производства твердых сплавов потребовало разработки альтернативных материалов с достаточной сырьевой базой в республике. Предложено использовать в качестве материала волоки сверхтвердый композит на основе синтетических алмазов (производимых в Республике Беларусь) и карбида кремния, полученный из кристаллов алмаза с покрытием из карбида кремния, что позво-

ляет исключить дефицитный твердый сплав благодаря более высокой твердости, износостойкости и достаточному уровню вязкости разрушения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Синтез алмазов / Н. В. Новиков [и др.] // Киев, 1987. – 160 с.
2. Воронин, Г. А. Механизм формирования структуры и физико-механических свойств композита алмаз–карбид кремния / Г. А. Воронин, А. С. Осипов // Поликристаллические материалы на основе синтетического алмаза и кубического нитрида бора. – Киев, 1990. – С. 31–34.
3. Гордеев, С. К. Композиты алмаз–карбид кремния – новые сверхтвердые конструкционные материалы для машиностроения / С. К. Гордеев // Вопросы материаловедения. – 2001. – № 3. – С. 31–40.
4. Структурообразование карбидокремниевой матрицы в композиции алмаз – карбид кремния / В. Н. Ковалевский [и др.] // Огнеупоры и техническая керамика. – 2005. – № 5. – С. 8–14.
5. Технологические особенности получения композитов алмаз – карбид кремния с использованием высоких давлений / В. Н. Ковалевский [и др.] // Материалы, технологии, инструменты. – 2005. – Т. 10, № 1. – С. 62–66.

Поступила 22.02.2008