

Исследование процессов обработки

УДК 021.771.07.001.5

С. С. Самогугин (г. Мариуполь)

В. И. Лавриненко (г. Киев)

Е. В. Кудинова, Ю. С. Самогугина (г. Мариуполь)

Исследования трещиностойкости и механизмов разрушения инструментальных твердых сплавов после плазменного поверхностного модифицирования

Представлены результаты испытаний на трещиностойкость при локальном нагружении (индентировании) образцов из инструментальных твердых сплавов после поверхностной обработки высококонцентрированной плазменной струей. Изучено влияние технологии и режимов плазменного модифицирования на механизмы зарождения и распространения трещин.

Ключевые слова: плазменное модифицирование, твердый сплав, трещиностойкость, механизм разрушения.

Инструментальные твердые сплавы обладают намного более высокой твердостью и теплостойкостью по сравнению с быстрорежущими сталями. Однако эксплуатационная стойкость твердосплавного инструмента во многих случаях не превышает стойкость стального инструмента. Это обусловлено высокой хрупкостью спеченных сплавов [1]. Повышение работоспособности твердосплавных изделий может быть достигнуто созданием дифференцированных по их объему свойств за счет формирования в изделии градиентной структуры. Работы по созданию градиентных структур в спеченных твердых сплавах развиваются в трех направлениях [2]:

– нанесение на поверхность изделия покрытий из карбидов, нитридов и оксидов химических элементов в различных комбинациях [3];

– поверхностное модифицирование при обработке концентрированными потоками энергии – плазменной струей [4], лазерным лучом [5, 6], электронным лучом [7], ионизирующим облучением (протонами и α -частицами высоких энергий, γ -квантами) [8];

– создание градиентных структур в объеме изделия – например, с использованием технологии ОМР (обработки металлическими расплавами) [9].

© С. С. САМОГУГИН, В. И. ЛАВРИНЕНКО, Е. В. КУДИНОВА, Ю. С. САМОГУГИНА, 2013

Из перечисленных методов весьма перспективным является использование плазменного поверхностного модифицирования. Благодаря высокой (до 30 кВт) общей тепловой мощности при очень высокой (10^5-10^6 Вт/см²) плотности теплового потока при такой обработке возможно нанесение модифицированных слоев с ультрадисперсной структурой большой толщины – до 3–5 мм, что может составлять до 50 % толщины твердосплавной пластины [4]. Таким образом, технологию плазменного модифицирования в зависимости от конкретных условий обработки и типоразмеров инструмента можно рассматривать как метод получения градиентных структур как в поверхностном рабочем слое, так и в объеме изделия.

Целью настоящей работы было исследование технологии и режимов плазменного поверхностного модифицирования на характеристики трещиностойкости и механизмы разрушения спеченных твердых сплавов.

Применительно к стальному инструменту с поверхностной упрочненной зоной параметры статической или динамической трещиностойкости (коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} или K_{Icd} , ударная вязкость и ее составляющие) могут быть определены при испытаниях образцов стандартных размеров со специальным надрезом по диаграммам разрушения [10]. Для спеченных твердых сплавов такие испытания на практике крайне затруднены в связи со сложностью порезки образцов и большим их расходом (не менее 10 шт. на “точку” исследований). Более перспективными являются методы микроиспытаний при локальном нагружении.

Для твердых и хрупких материалов локальная плоская деформация с образованием полудисковой трещины реализуется при вдавливании в поверхность образца острого индентора из более твердого материала, например алмазной пирамиды Виккерса (рис. 1). Используя общее решение осесимметричной задачи для дисковой трещины в бесконечной среде (так называемой трещины Палмквиста), к краям которой приложены растягивающие напряжения, получены достаточно корректные соотношения, связывающие критический коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} материала образца с критической нагрузкой для стадии зарождения трещины F_c и длиной трещины l для стадии ее распространения [11, 12]:

$$K_{Ic} = 0,0073HV^{0,5} \left(\frac{C}{a} - 1 \right)^{-0,34}, \quad (1)$$

где $C = a + l$ (см. рис. 1); $2a$ – диагональ отпечатка; HV – твердость материала по Виккерсу.

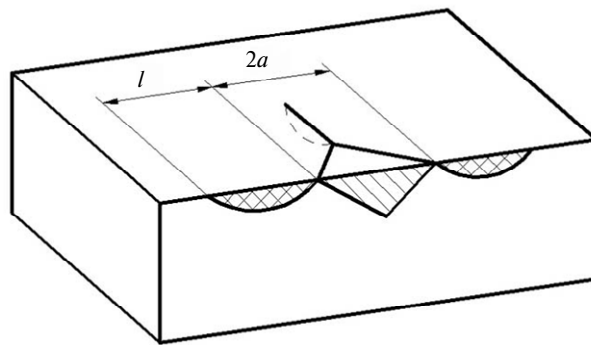


Рис. 1. Схема образования трещин при локальном нагружении пирамидой Виккерса.

Такая методика локальных микроиспытаний отличается простотой и универсальностью. Испытания проводят одновременно с замерами твердости HV на стандартных твердомерах. Влияние поверхностной обработки может быть оценено на одном образце последовательным многократным нагружением в модифицированной зоне и исходном материале.

Исследовано влияние плазменной поверхностной обработки на трещиностойкость и характер разрушения спеченных твердых сплавов систем WC–Co (марки BK6 и BK15) и WC–TiC–Co (марки T5K10 и T15K6) среднезернистой серии со средним размером карбидных зерен ~ 3 мкм. С учетом полученных ранее результатов исследования структуры [4] плазменную обработку каждого сплава осуществляли на двух наиболее оптимальных режимах – с оплавлением связки и без ее оплавления с превращениями в карбидах и связке. Модифицированная зона глубиной 2,5–3,0 мм и шириной до 10 мм располагалась на передней поверхности режущих пластин (рис. 2). На каждой обработанной пластине выполняли по 10 нагружений пирамидой Виккерса (стандартный твердомер Тп-7р-1) в модифицированной зоне и в исходном материале. Величина нагрузки на индентор ступенчато увеличивалась до появления трещин вокруг отпечатка (см. рис. 1). Регистрировали нагрузку F_c , длину трещины l и диагональ отпечатка $2a$. При нагрузке F_c также определяли твердость $HV = \frac{F_c}{(2a)^2}$. Средние значения исследованных параметров приведены на рис. 3.

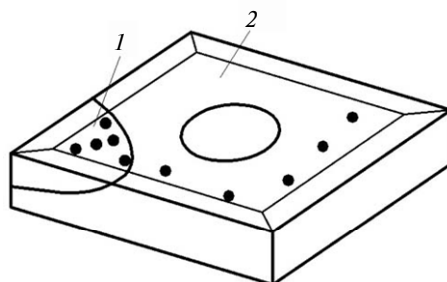


Рис. 2. Схема расположения модифицированной зоны на образцах из твердых сплавов для микроиспытаний на трещиностойкость (точками указаны места нагружения индентором): 1 – модифицированная зона; 2 – исходный материал.

Испытания показали, что плазменное модифицирование твердых сплавов на оптимальных режимах не приводит к уменьшению их трещиностойкости, несмотря на значительное повышение твердости. В ряде случаев достигнуто повышение коэффициента K_{Ic} на 20 % по сравнению с исходным состоянием. Из рекомендуемых режимов обработки наиболее эффективным было модифицирование без расплавления композиции с реализацией фазовых и структурных превращений в карбидах и связке.

Сопоставление результатов микроиспытаний твердых сплавов на трещиностойкость и результатов металлографического и рентгеноструктурного анализа [4] позволили сделать следующие выводы.

При плазменной обработке сплавов BK происходит измельчение и перегруппировка исходной карбидной фазы, насыщение цементирующей связки дисперсными вторичными карбидами, что приводит к изменению величины удельных контактных поверхностей (межфазных границ) карбид–карбид и карбид–связка – наиболее слабых звеньев композиции [13]. При этом свя-

зующая фаза сохраняет свою исходную высокую пластичность и одновременно насыщается дисперсными карбидами, что, в свою очередь, значительно повышает ее прочность. Эти факторы в совокупности и обуславливают одновременное повышение твердости и трещиностойкости сплавов ВК при плазменной обработке (см. рис. 3).

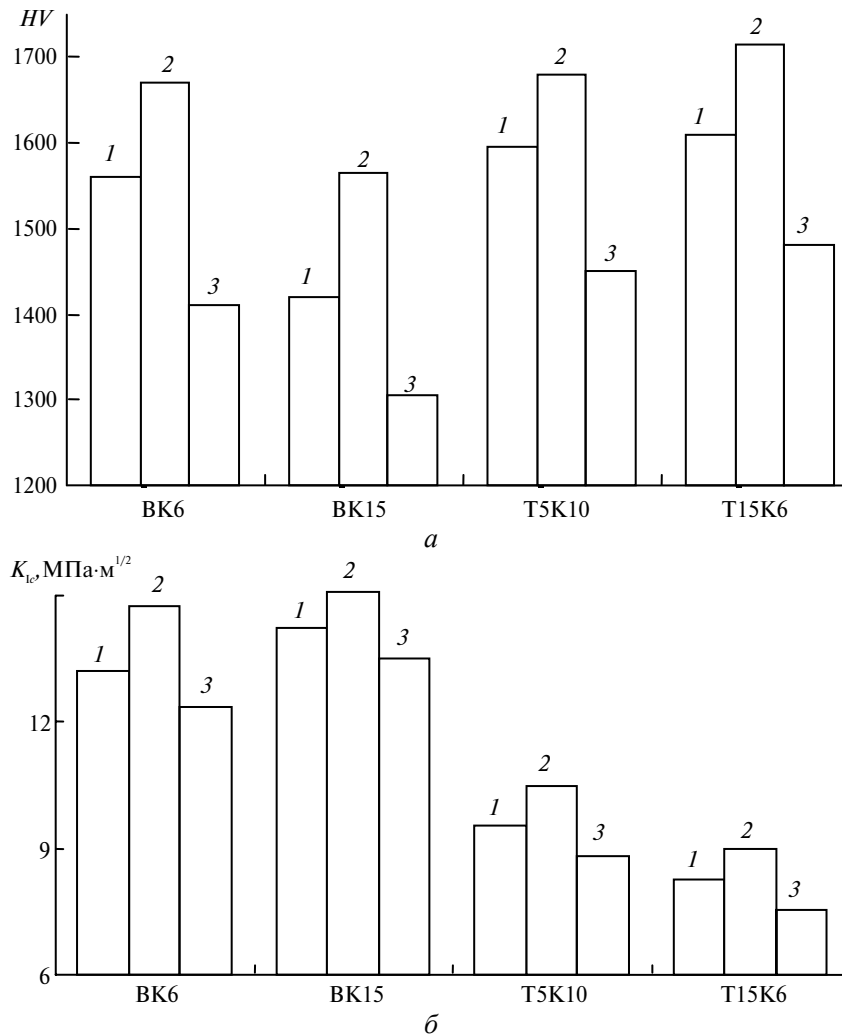


Рис. 3. Твердость HV (а) и трещиностойкость K_{1c} (б) твердых сплавов при плазменном модифицировании: обработка с оплавлением связки (1), без оплавления с превращениями в карбидах и связке (2), исходный материал (3).

Трещиностойкость сплавов ТК также повышается в результате упрочнения (см. рис. 3), однако в меньшей степени, чем для сплавов ВК. Это связано как с низкой исходной трещиностойкостью, так и недостаточно полной реализацией эффекта контактного плавления межфазных границ (из-за неполной смачиваемости компонентов) и, следовательно, отсутствием дисперсионного упрочнения связки при скоростной обработке.

Исследованиями установлено, что характер влияния основных параметров структуры твердых сплавов (среднего размера карбидных зерен d_k и удельной поверхности межфазных границ ΣS_{k-c}) на твердость и трещиностойкость при

поверхностном модифицировании несколько отличается от установленных зависимостей для стадии спекания. Согласно современным представлениям о прочности и разрушении твердых сплавов [13–16], мелкозернистые сплавы имеют более высокую твердость, но меньшую пластичность и трещиностойкость по сравнению с крупнозернистыми того же состава. Это объясняется преимущественно межзерненным характером распространения трещины (интеркристаллитный скол) в мелкозернистых и внутризерненным (транскристаллитный скол) в крупнозернистых сплавах. Плазменная обработка, способствуя измельчению карбидных зерен (уменьшению d_k), обеспечивает повышение и твердости, и трещиностойкости. В данном случае, по-видимому, преобладающее влияние оказывает значительное увеличение ΣS_{k-c} – как при спекании, так и последующем термоупрочнении с увеличением удельной поверхности межфазных границ твердость и трещиностойкость сплавов ВК и ТК однозначно повышаются. Одновременно с этим возрастает роль связующей фазы. Насыщение ее вольфрамом и углеродом, выделение ультрадисперсных вторичных карбидов при плазменной обработке способствуют упрочнению связки и действию дополнительных механизмов рассеяния энергии при распространении трещины. Данные выводы подтверждаются металлографическими наблюдениями траектории трещин, распространяющихся от углов отпечатка индентора (рис. 4), и фрактографическими исследованиями изломов (рис. 5).

В неупрочненных сплавах ВК и ТК среднезернистой серии трещины распространяются по смешанному механизму (интеркристаллитный скол по межфазным границам карбид–карбид, карбид–связка + транскристаллитный

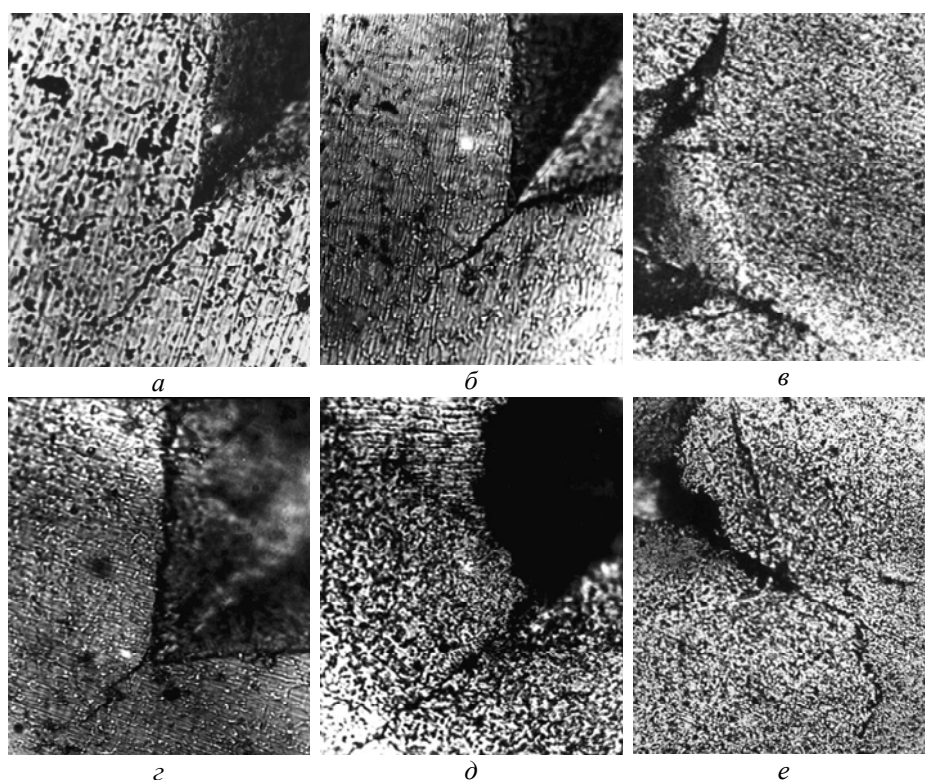


Рис. 4. Характер развития трещин при нагружении индентором в твердых сплавах: ВК6 (*а, б*), ВК15 (*в, г*), Т5К10 (*д, е*), Т15К6 (*ж, з*), исходное состояние (*а, в, д, ж*), после плазменной обработки без оплавления (*б, г, е, з*); $\times 600$.

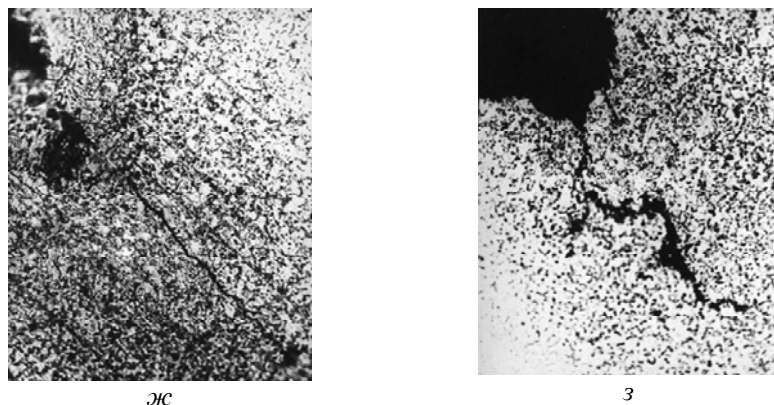


Рис. 4. (Продолжение).

скол по карбидным зернам и связке (см. рис. 5, *а, в*)), что согласуется с известными данными [13, 15–17]. Наибольшую площадь в изломе занимают участки разрушения по межфазным границам карбид–карбид и особенно карбид–связка – это подтверждает вывод [13] о межфазных границах как наименее прочном звене структуры твердых сплавов. В то же время довольно значительную часть поверхности излома занимают участки транскристаллитного и вязкого разрушений по связующей фазе. Следовательно, инструментальные твердые сплавы можно считать композиционными материалами с твердой и хрупкой матрицей (карбидной фазой) и дисперсными включениями пластичной связующей фазы.

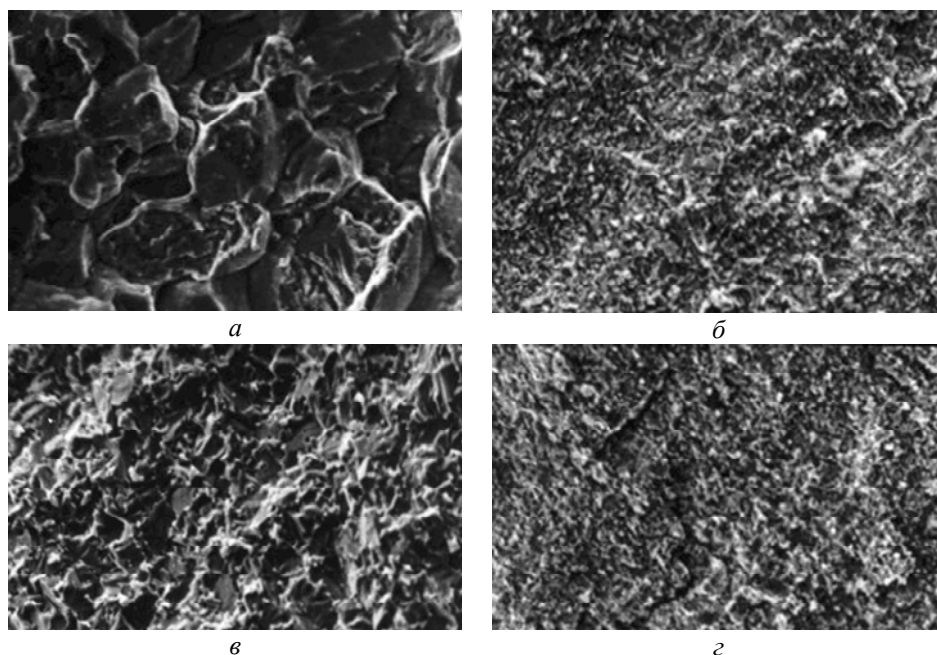


Рис. 5. Электронные микрофрактограммы изломов: сплавы ВК6 (*а, б*) и Т15К6 (*в, г*), исходное состояние (*а, в*), после плазменной обработки без оплавления (*б, г*); $\times 5000$ (*а*), $\times 2500$ (*б*), $\times 2500$ (*в, г*).

Плазменное модифицирование твердых сплавов приводит к качественному изменению микромеханизма разрушения. Измельчение исходной карбид-

ной фазы, выделение субмикроскопических частиц вторичных карбидов способствуют реализации преимущественно разрушения по межфазным границам, которое можно интерпретировать как квазискол (см. рис. 5, б, з).

Значительная доля вязкого разрушения связующей фазы после модифицирования сохраняется, несмотря на ее насыщение вольфрамом и углеродом, а также дисперсными вторичными карбидами. Включения связки внутри жесткого карбидного каркаса находятся в плоскодеформированном состоянии, пластическая деформация связующей фазы локализуется в очень узкой зоне и может достигать высоких значений [15]. Модифицированный твердый сплав сохраняет свойства композиционного материала, но становится значительно более однородным и монолитным и имеет ультрадисперсную структуру.

Таким образом, исследования показывают, что основным структурным элементом твердых сплавов, определяющим их механизм разрушения как в исходном, так и в модифицированном состояниях, являются межфазные границы карбид–карбид и карбид–связка. Но качественные изменения структуры сплавов после плазменного модифицирования, прежде всего, образование ультрадисперсного карбидного каркаса, приводят к качественному изменению механизма разрушения. При этом после плазменного модифицирования по оптимальным режимам достигнуто одновременное повышение твердости HV и трещиностойкости K_{Ic} (см. рис. 3), что противоречит общеизвестным положениям, согласно которым мелкозернистые твердые сплавы имеют пониженную прочность и пластичность по сравнению с крупнозернистыми. В данном случае можно сделать вывод, что в результате плазменного модифицирования твердых сплавов зависимость как твердости, так и трещиностойкости от среднего размера карбидных зерен подчиняется уравнению Холла–Петча.

О возможности реализации такой системы зависимостей характеристик твердых сплавов отмечают ряд исследователей [15, 16]. Следовательно, высококонцентрированный плазменный нагрев поверхности твердых сплавов, в отличие от традиционных технологий их спекания, позволяет получить модифицированный слой с принципиально отличающимися структурой и свойствами, характерными как для композиционного материала (карбид–связка), так и для ультрадисперсного монолитного материала (жесткий карбидный каркас).

Для теоретического описания механизмов разрушения твердых сплавов до и после модифицирования можно использовать известные дислокационные модели зарождения и развития трещин [18, 19]. Дислокации обладают большой подвижностью и под действием внешних сил способны к направленному перемещению.

Препятствиями движению дислокаций являются границы зерен, субзерен, двойников, межфазовые границы, дисперсные включения упрочняющей фазы, неметаллические включения.

В результате взаимодействия дислокаций с жесткими препятствиями и между собой возникают большие местные концентрации напряжений, которые при отсутствии релаксации могут достигнуть уровня теоретической прочности кристаллической решетки и вызвать образование трещин размером в несколько межатомных расстояний. Известные модели образования дислокационных трещин основаны на представлениях о скоплении дислокаций перед препятствиями.

После спекания исследованные твердые сплавы разрушаются преимущественно по микромеханизму интеркристаллитного скола (см. рис. 5, а, в). Это

наиболее опасный механизм хрупкого разрушения. Для описания данного механизма используют дислокационную модель Зинера-Стро (рис. 6, *а*). Согласно этой модели, зарождению трещин способствует высокая концентрация растягивающих напряжений в скоплении дислокаций перед препятствиями – границами карбидного зерна. По мере накопления эти дефекты достигают стадии самоорганизации, в объеме изделия формируется их новая структура, которая вызывает деградацию исходной структуры сплава и в конечном итоге приводит к образованию трещины, переходу ее движения в режим автономного роста и началу нестабильного разрушения изделия. Наиболее предпочтительным путем распространения трещины в спеченных твердых сплавах являются межфазные границы.

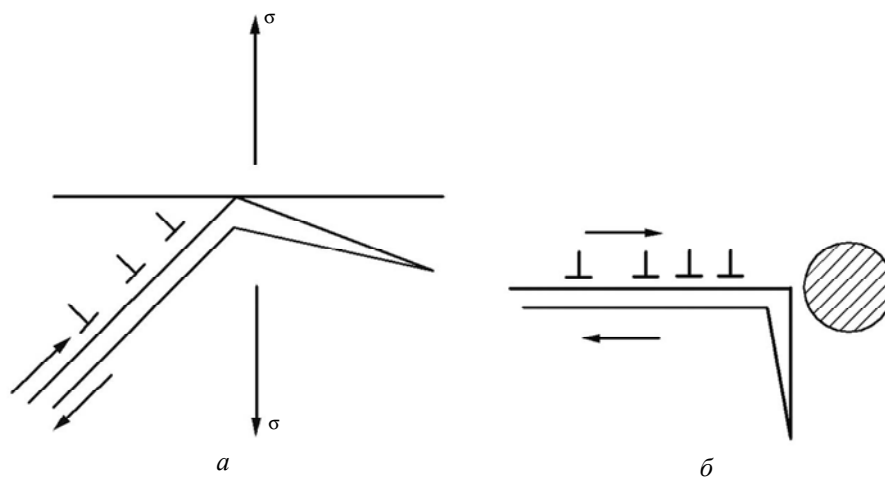


Рис. 6. Дислокационные модели разрушения: по границам зерна (*а*), вблизи включения второй фазы (*б*).

При плазменном модифицировании твердых сплавов на оптимальных режимах происходит растворение крупных карбидов и выделение из связки ультрадисперсных вторичных карбидов. Структура становится ультрадисперсной и более однородной [4]. В данном случае роль дефектов критического размера играют уже не границы карбидных зерен, а расстояние между выделившимися карбидными частицами вторичных карбидов. Разрушение происходит по другому механизму – квазискола (см. рис. 5, *б*, *з*). Это также излом при хрупком разрушении, но характеризующийся значительно большей энергоемкостью. При распространении трещины по механизму квазискола плоскости разрушения не связаны ориентационным соответствием с кристаллогеометрическим строением сплава. Фасетки скола имеют малые размеры благодаря высокой дисперсности карбидов. Высокая дисперсность излома свидетельствует о множестве актов микроразрушения.

Для описания разрушения модифицированных сплавов с дисперсной упрочняющей фазой по микромеханизму квазискола можно использовать дислокационную модель Екобори (см. рис. 6, *б*). В этой модели дисперсные карбидные частицы являются барьерами для дислокаций, играют роль внутреннего надреза и вызывают скольжение и образование трещины.

Таким образом, на основании анализа структуры, параметров кристаллического строения [4], микромеханизмов разрушения можно представить теоретические модели разрушения твердых сплавов в исходном и модифицированном состояниях (рис. 7).

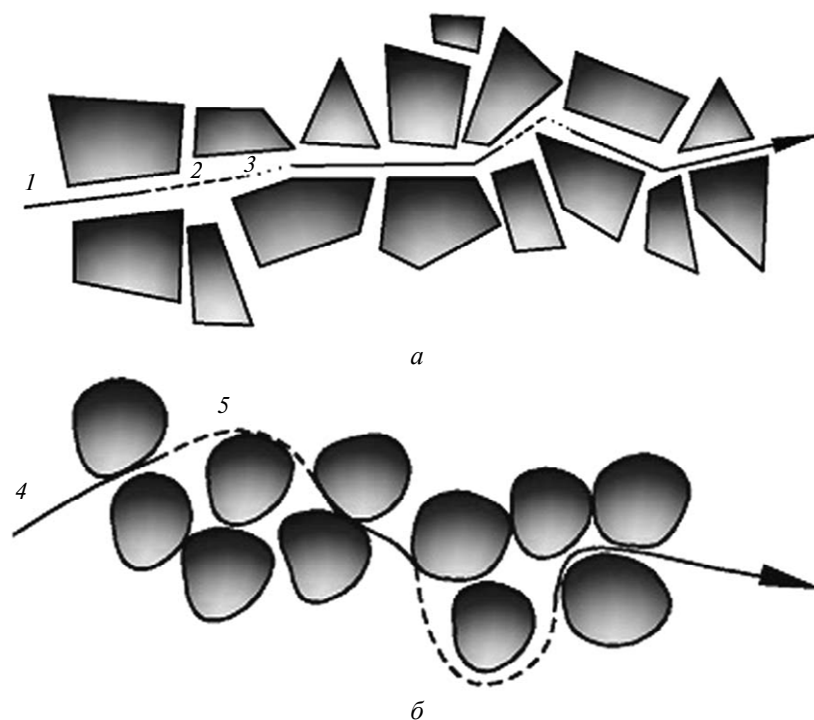


Рис. 7. Модели разрушения твердых сплавов в исходном состоянии (после спекания) (а) и после плазменного модифицирования (б): интеркристаллитный скол по межфазным границам (1), транскристаллитный скол по связующей фазе (2), вязкое разрушение связующей фазы (3), квазискол на границе карбид–карбид (4) и карбид–связка (5).

Положительное влияние на повышение трещиностойкости твердых сплавов при модифицировании оказывает и образование извилистой траектории трещины, несмотря на значительное измельчение карбидных зерен (см. рис. 4, б, г, е, з). Это свидетельствует об образовании нового типа структуры не только на микроуровне, но и на мезоуровне [20, 21]. Формирование мезоструктур в период спекания твердосплавных изделий (по обычной технологии) связано с определенными трудностями. Для их получения применяют ряд методов, усложняющих стандартную технологию, например обработку или пропитку брикетов металлическими расплавами [9, 20]. В случае плазменной обработки такой эффект достигается за счет контактного плавления по межфазным границам.

Образование мезоструктурных ансамблей в модифицированных твердых сплавах тормозит самоорганизацию дефектов и способствует повышению трещиностойкости благодаря рассеиванию энергии разрушения. На изломах образцов мезоструктурные ансамбли образуют языки и гребни (см. рис. 5, б, г), а на металлографических снимках отпечатков – извилистую траекторию трещины (см. рис. 4, б, г, е, з). В сплавах разного состава данный эффект проявляется по-разному и пока еще не установлены зависимости образования мезоструктур от технологических параметров плазменной обработки. На рис. 8 показан характер разрушения мезоструктурных ансамблей в модифицированной зоне сплава ВК4.

В заключение следует отметить, что полученные значения коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} для модифицированных твердых сплавов можно считать критическими и использовать в аналитических расчетах, ана-

логичных приведенным в [17], несмотря на статический характер приложения нагрузки при нагружении индентором. В общем случае в процессе эксплуатации инструмента наиболее опасны динамические нагрузки, способные вызвать повреждения откольного типа. Однако, как показано в [22], прочность при изгибе и трещиностойкость K_{Ic} твердых сплавов (в отличие от сталей) возрастает в случае перехода от статического нагружения с низкой скоростью деформации к динамическому с высокой скоростью деформации.

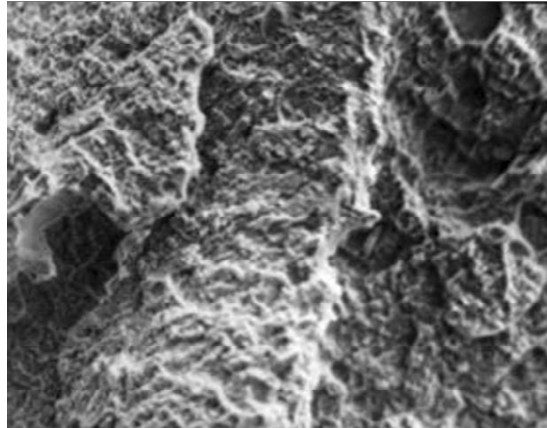


Рис. 8. Электронная микрофрактограмма излома в модифицированной зоне на сплаве ВК4; $\times 2500$.

ВЫВОДЫ

На основании анализа результатов микроиспытаний на трещиностойкость методом индентирования, металлографических и фрактографических исследований установлена возможность одновременного повышения твердости и трещиностойкости спеченных сплавов ВК и ТК при поверхностной обработке (модифицировании) высококонцентрированной плазменной струей. Это обусловлено формированием в модифицированном объеме твердого сплава градиентной структуры, характеризующейся изменением исходной карбидной фазы, насыщением связки вольфрамом и углеродом в результате контактного плавления межфазных границ, выделением в связке дисперсных вторичных карбидов.

Дополнительными факторами повышения трещиностойкости модифицированных твердых сплавов является рассеяние энергии разрушения благодаря образованию мезоструктурных ансамблей. Это подтверждается наблюдениями извилистой траектории трещины от углов отпечатка индентора (на металлографических снимках) и языков и гребней в изломах (на фрактографических снимках).

В результате плазменного модифицирования инструментальные твердые сплавы сохраняют свойства композиционных материалов, но становятся более однородными и монолитными и имеют ультрадисперсную структуру.

Представлено результати випробувань на тріщиностійкість при локальному навантаженні (індентуванні) зразків з інструментальних твердих сплавів після поверхневої обробки висококонцентрованим плазмовим струменем. Вивчено вплив технології і режимів плазмового модифікування на механізми зародження і поширення тріщин.

Ключові слова: плазмове модифікування, твердий сплав, тріщиностійкість, механізм руйнування.

The results of tests are presented on трещиностійкість at the local loading (indentation) of standards from instrumental carboloies after superficial treatment a высококонцентрированной plasma stream. Influence of technology and modes of the plasma retrofitting is studied on the mechanisms of origin and distribution of cracks.

Keywords: plasma retrofitting, carboloies, fracture strength (crack growth resistance), mechanisms of destruction.

1. *Лоладзе Т. Н.* Прочность и износостойкость режущего инструмента. – М.: Машиностроение, 1982. – 320 с.
2. *Лисовский А. Ф.* Формирование градиентной структуры в спеченных твердых сплавах (Обзор) // *Сверхтв. материалы.* – 2010. – № 4. – С. 36–53.
3. *Верещака А. С.* Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. – М.: Машиностроение, 1993. – 336 с.
4. *Самотугин С. С., Лавриненко В. И., Самотугина Ю. С., Кудинова Е. В.* Влияние режимов плазменной поверхностной обработки на структуру и свойства инструментальных твердых сплавов // *Сверхтв. материалы.* – 2011. – № 3. – С. 74–84.
5. *Ярьсько С. И.* Повышение эксплуатационных характеристик твердосплавного инструмента при лазерной обработке // *Физика и химия обработки материалов.* – 2003. – № 5. – С. 18–22.
6. *Гуреев Д. М., Лалетин А. Н., Чулкин А. П. и др.* Влияние импульсного лазерного излучения на состояние кобальтовой прослойки твердых сплавов // *Физика и химия обработки материалов.* – 1990. – № 1. – С. 51–54.
7. *Петренко П. В., Грабовский Ю. Е., Грицкевич А. Л. и др.* Структурно-фазовые превращения в твердых сплавах WC–Co при облучении низкотоковым электронным пучком // *Там же.* – 2003. – № 3. – С. 29–39.
8. *Кориунов А. Б., Миркин Л. И., Мякотин Е. А. и др.* Упрочнение твердосплавных пластин с кобальтовой связкой ионизирующим облучением // *Там же.* – 1997. – № 3. – С. 5–9.
9. *Лисовский А. Ф.* Технология ОМР увеличивает ресурс работы спеченных твердосплавных изделий // *Инструментальный світ.* – 2005. – № 2. – С. 8–9.
10. *Самотугин С. С., Лецинский Л. К.* Плазменное упрочнение инструментальных материалов. – Донецк: Новый мир, 202. – 338 с.
11. *Новиков Н. В., Дуб С. Н., Булычев С. И.* Методы микроиспытаний на трещиностойкость // *Заводская лаборатория.* – 1988. – № 7. – С. 60–67.
12. *Dub S. N.* Reliability of ceramics fracture toughness measurements by indentation // *Fracture Mechanics of Ceramics / Eds. R. C. Brandt, D. P. H. Hasselman, D. Munz et al.* – New York: Plenum Press, 1992. – Vol. 10. – P. 109–118.
13. *Чернявский К. С., Туманов В. И., Конохова Л. А. и др.* Распространение трещин в структуре сплавов WC–Co при различных видах нагружения // *Исследование и разработка твердых сплавов: Сб. науч. тр.* – М., 1988. – С. 24–32.
14. *Лошак М. Г.* Прочность и долговечность твердых сплавов. – Киев: Наук. думка, 1984. – 218 с.
15. *Roebuk B., Almond E. A.* Deformation and fracture processes and the physical metallurgy of WC–Co hard metals // *Int. Metals Rev.* – 1988. – N 2. – P. 90–110.
16. *Очкасов В. Ф., Красина Т. И.* Трещиностойкость твердых сплавов WC–Co // *Цветные металлы.* – 1990. – № 1. – С. 107–110.
17. *Кремнев Л. С.* Особенности разрушения инструментальных материалов // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1994. – № 4. – С. 17–22.
18. *Мороз Л. С.* Механика и физика деформаций и разрушения материалов. – Л.: Машиностроение, 1984. – 224 с.
19. *Хеллан К.* Введение в механику разрушения / Пер. с англ. под ред. Е. М. Морозова. – М.: Мир, 1988. – 694 с.
20. *Лисовский А. Ф.* Формирование мезоструктур в спеченных твердых сплавах // *Порошковая металлургия.* – 2001. – № 1/2. – С. 91–99.
21. *Лисовский А. Ф.* Спеченные твердые сплавы: самоорганизация дефектов и концепция формирования структуры // *Сверхтв. материалы.* – 2001. – № 6. – С. 48–53.
22. *Девин Л. Н., Вайсбанд В. Д.* Прочность инструментальных материалов при однократном ударном нагружении // *Проблемы прочности.* – 1992. – № 7. – С. 33–40.

Приазовский государственный
технический ун-т

Ин-т сверхтвердых материалов
им. В. Н. Бакуля НАН Украины

Поступила 16.11.13