

Технология и технологические машины

УДК 621.9

Наноструктурные процессы при разрушении и изнашивании твердосплавного режущего инструмента

Ю.Г. Кабалдин, Е.Е. ВласовНижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева (НГТУ им. Р.Е. Алексеева),
603950 Н. Новгород, Российская Федерация, ул. Минина, д. 24

Nanostructured Processes at the Destruction and Wear of Carbide Cutting Tools

Y.G. Kabaldin, E.E. VlasovNizhny Novgorod State Technical University (NNSTU) named after R.E. Alekseev, 603950, Nizhny Novgorod,
Russian Federation, Minin St., Bldg. 24 e-mail: uru.40@mail.ru, politechnik@list.ru

i В настоящее время исследование наноструктурных процессов при разрушении и изнашивании твердосплавного режущего инструмента является актуальной задачей. Приведены результаты расчета напряженного состояния режущего клина твердосплавного инструмента численным методом. Впервые определены особенности распределения напряжений в режущем клине инструмента, возникающие вследствие износа передней поверхности инструмента. Установлены наиболее вероятные причины и механизмы разрушения инструмента, которые могут быть положены в основу разработки рекомендаций по повышению интенсивности процесса обработки. Рассмотрено влияние структуры твердого сплава на хрупкое разрушение и износ инструмента. Показано, что прочность твердого сплава определяют наноструктурные прослойки кобальтовой фазы. Установлено, что при оптимальной скорости резания реализуется механизм наноструктурного характера изнашивания зерен карбидной фазы с последующим образованием ансамбля наночастиц износа, который способствует повышению износостойкости контактных поверхностей инструмента. Этот процесс следует рассматривать как результат самоорганизации системы резания. Указаны пути повышения работоспособности режущего инструмента.

Ключевые слова: твердые сплавы, инструмент, разрушение, износ, наноструктурные процессы.

i At present, the study of nanostructured processes at the destruction and wear of carbide cutting tools is an important task. The results of numerical calculations for stress states of carbide tool cutting wedges are presented. For the first time it has been specified how the stresses that arise due to the wear on the front surface of the tool are distributed in the cutting wedge. The most likely causes and mechanisms of tool fracture have been determined. These findings can be used to develop recommendations to increase the rate of the machin-

ing process. The influence of the carbide structure on the brittle fracture and tool wear has been analyzed. It has been shown that the strength of the carbide is determined by the nanostructured layers of the cobalt phase. It has been found that at the optimum cutting speed a process of nanostructured character occurs. During this process the carbide phase grains undergo wear and subsequently form an ensemble of wear nanoparticles that contributes to the durability of the tool contact surfaces. This process should be regarded as a result of self-organization of the cutting system. The ways to increase the efficiency of the cutting tools have been specified.

Keywords: cemented carbide, tools, destruction, wear, nanostructured processes.

Для изучения влияния напряженного состояния на разрушение инструмента в работе [1] рассмотрено сечение режущего клина, подверженного заданным в соответствии с режимом резания нормальным и касательным напряжениям на передней поверхности, согласно схеме распределения контактных нагрузок, представленной на рис. 1.

Расчеты проводились численно с помощью разработанного программного комплекса, построенного на основе непрямого метода граничных элементов [2].

В качестве результатов на рис. 2 и 3 представлены диаграммы функции разрушения в двух стадиях работы. Под функцией разрушения понимается критерий предельного состояния инструментального материала до температуры $T < 600$ °С в виде, предложенном А.А. Лебедевым [2]:

$$F_p \equiv 0,24\tau + 0,76\sigma_{\max}^{1-\sigma/\tau} = \sigma_B, \quad (1)$$

где

$$\tau = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2] + 3\sigma_{xy}^2};$$

$$\sigma = \sigma_x + \sigma_y + \sigma_z;$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y).$$

Здесь τ — касательные напряжения, МПа; σ_{\max} — максимальные нормальные напряже-

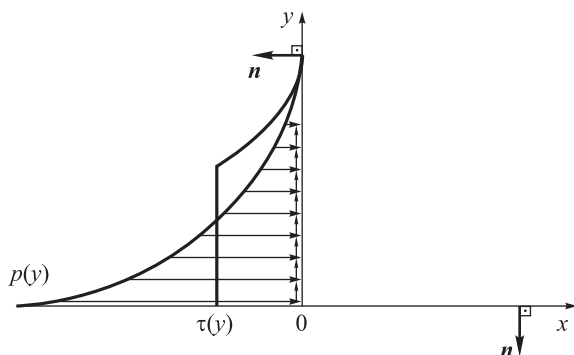


Рис. 1. Распределение нормальных и касательных напряжений на контактных площадках режущего инструмента

ния, МПа; σ — нормальные напряжения, МПа; σ_z — нормальные напряжения вдоль оси z, МПа; ν — коэффициент Пуассона.

Диаграммы, представленные на рис. 2 и 3, строятся программным комплексом. Эти диаграммы отражают расчет функции разрушения в прямоугольной области инструмента, размеры которой задаются программой. Компоненты напряжений или функции разрушения в каждой точке инструмента сопоставляются с одним

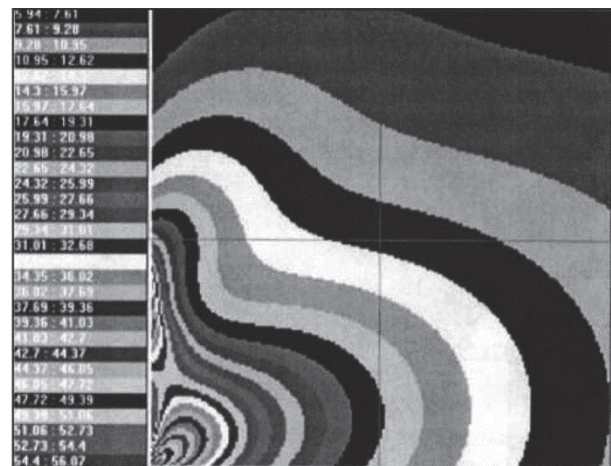


Рис. 2. Диаграмма функции разрушения F_p для инструмента в начале работы

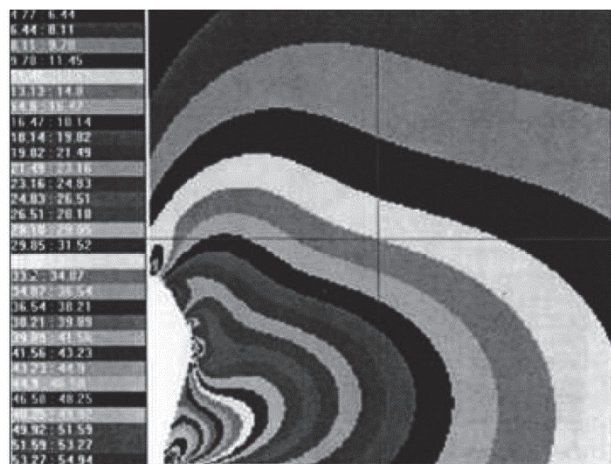


Рис. 3. Диаграммы напряженно-деформированного состояния в режущем клине инструмента при износе по задней поверхности

из 30-ти равных числовых интервалов, зависящих от разности между максимальным и минимальным значением соответствующей функции в области и выраженных в МПа. Каждому интервалу присвоен определенный цвет и точки из одного интервала значений на диаграмме представлены одним цветом.

Соответствие интервалов и цветов представлено в виде панели на левой части диаграммы.

Распределение значений функции разрушения, соответствующее началу работы нового неизношенного инструмента, представлено на рис. 2. Согласно этой диаграмме, существуют два очага развития износа: первый, и самый главный, формируется в вершине инструмента, на режущей кромке, второй, менее интенсивный, — на передней поверхности на расстоянии 0,6 мм от вершины (квадрат сетки, указанный на рисунке, имеет размер 1×1 мм). Разрушение из этих зон распространяется на переднюю поверхность (путь возможного разрушения указан направленными кривыми). Полученный характер распределения функции разрушения подтверждает экспериментальные данные [2] и обуславливает развитие лунки износа на передней грани инструмента. На 20-й минуте работы инструмента лунка износа принимает криволинейную форму, изображенную на рис. 3 белой областью.

На рис. 3 видно, что на начальном этапе работы инструмента очагом развития его дальнейшего износа и возможного разрушения является вершина (режущая кромка) твердосплавной пластины инструмента. При этом возможно дальнейшее развитие лунки износа, что приведет к выглаживанию ее дна, а также зарождению очага разрушения с выходом на заднюю поверхность инструмента.

Таким образом, получены новые результаты о распределении эксплуатационных напряжений в инструменте с учетом его изнашивания. Сведения о влиянии износа инструмента на характер напряженного в режущем клине инструмента в научной литературе отсутствуют. Авторами данной статьи впервые определены особенности распределения напряжений в режущем клине инструмента, возникающие вследствие износа передней поверхности инструмента. Установлены наиболее вероятные причины и механизмы разрушения инструмента, которые могут быть положены в основу разработки рекомендаций по повышению интенсивности процесса обработки.

В настоящее время, согласно сложившемуся мнению [2], сопротивляемость инструменталь-

ных материалов разрушению и изнашиванию во многом определяется как исходной структурой, так и динамической, которая формируется в процессе нагружения и вызывает диссипацию подводимой энергии при изнашивании.

Развитие представлений о прочности и механизмах изнашивания режущего инструмента в значительной степени определяется новейшими достижениями в области материаловедения, физики и химии твердых тел. Сложность физико-химических процессов, протекающих на контактных поверхностях инструмента, а также недоступность зоны резания обуславливают необходимость адекватного моделирования указанных процессов и разработку методов расчета прочности и износостойкости режущего инструмента.

В последние годы резко возрос интерес к основам квантовой механики, наноматериалам и нанотехнологиям [3]. При переходе к нанометровым размерам материалы начинают менять свои фундаментальные свойства, что обусловлено изменением соотношения поверхностных и объемных атомов индивидуальных частиц. Поверхность самого идеального кристалла может считаться большим двумерным дефектом (на поверхности атомы с одной стороны ничем не связаны). Поверхностные атомы в общем случае находятся на более близких расстояниях друг от друга, чем атомы в объеме кристаллической решетки, и обладают повышенным запасом энергии. До определенного размера частиц доля этих атомов мала, их вкладом в общие характеристики вещества можно пренебречь. У наночастиц свойства поверхностных атомов являются определяющими. Другими словами, наночастицы проявляют квантовые свойства в отношении своих размеров. Это означает, что в каждом материале могут устойчиво существовать наночастицы только определенных размеров ~100 нм [3].

В настоящее время в качестве инструментальных материалов широко используют твердые сплавы и твердые сплавы с покрытием. Структура твердых сплавов включает тугоплавкие карбиды TiC, WC, TiCN и т. д., а связующей фазой является кобальт, сплав никеля и молибдена и др.

Спеченные твердые сплавы — композиционные инструментальные материалы [4], прочность которых с точки зрения контактного взаимодействия при резании определяется прочностью каждого структурного элемента.

Структурными элементами в спеченных твердых сплавах являются: связка, зерно, гра-

ница «зерно–зерно», граница «зерно–связка». Твердые сплавы можно рассматривать и как дисперсно-упрочненные материалы. Расчет разрушающих напряжений σ_p структурных элементов выполнен по литературным данным оценки вязкости разрушения K_{IC} и по результатам собственных исследований.

Значения коэффициента вязкости разрушения твердых сплавов приведены ниже:

Марка твердого сплава	K_{IC} , МПа
ВК8	11,6
Т15К6	7,2

Для определения разрушающих напряжений используют следующие зависимости [2]:

$$K_{IC} = \sigma_p \sqrt{\pi l_{кр}}; \quad (2)$$

$$K_{IC} = \sigma_p \sqrt{3\pi\lambda}, \quad (3)$$

где σ_p — разрушающее напряжение; $l_{кр}$ — критическая величина дефекта; λ — толщина связующей прослойки.

Электронномикроскопическими исследованиями установлено, что размер зерен карбидной фазы в твердых сплавах изменяется от ~0,5 до 6 мкм, а размер прослойки — от нескольких ангстрем (нанометров) до ~3 мкм. По формулам (2), (3) рассчитывали разрушающие напряжения прослоек при известном параметре K_{IC} вязкости разрушения твердого сплава и ее толщины (рис. 4). Расчеты показывают, что с увеличением температуры разрушающие напряжения σ_p снижаются (рис. 4). Наибольшей прочностью, как видно на рис. 4, обладают прослойки связующей фазы с минимальной тол-

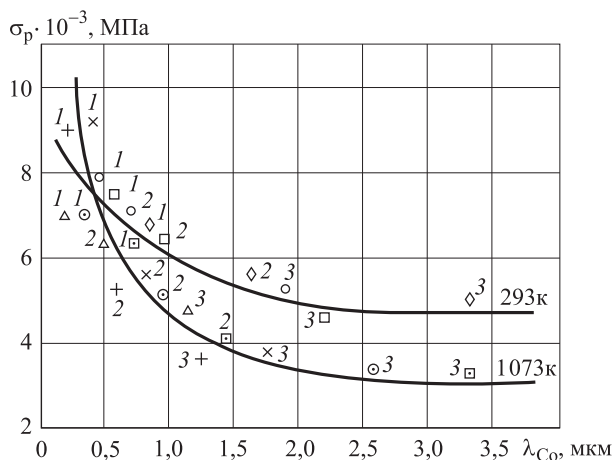


Рис. 4. Зависимость разрушающих напряжений прослойки Co от толщины и температуры в твердых сплавах WC-Co:

1 — 2 мкм; 2 — 3,9 мкм; 3 — 9,3 мкм; Δ, + — 5 % Co; ○, × — 10 % Co; □, ◇ — 15 % Co; ◇, □ — 20 % Co

щиной. С ростом температуры наблюдается тенденция увеличения σ_p , а также уменьшение λ толщины прослойки, особенно в мелкозернистых твердых сплавах с низким содержанием связующей фазы (процентное отношение).

Для определения разрушающих напряжений на межфазной границе и по границе «зерно–связка» значение K_{IC} рассчитывали по зависимости, которая устанавливает связь между параметром вязкости разрушения и модулем сдвига G [2]:

$$K_{IC} = 2\sigma_b \sqrt{\frac{Gb}{\tau_{сдв}}}. \quad (4)$$

Здесь σ_b — напряжение у вершины трещины, при которой обеспечивается ее хрупкое распространение, $\sigma_b = 730 \dots 1090$ Н/мм²; $\tau_{сдв}$ — сопротивление пластическому сдвигу; b — вектор Бюргерса.

Преобразуем уравнения (2), (3) с учетом (4) и получим уравнения для определения разрушающих напряжений для границы «зерно–зерно» или для границы «зерно–связка» соответственно:

$$\sigma_{p(з-з)} = \frac{2\sigma_b \sqrt{G_{(з-з)} b \tau_{сдв}}}{\sqrt{\pi l_{кр}}}, \quad (5)$$

где $G_{(з-з)}$ — модуль сдвига зерен карбидной фазы;

$$\sigma_{p(з-с)} = \frac{2\sigma_b \sqrt{G_{(з-с)} b \tau_{сдв}}}{\sqrt{\pi l_{кр}}}, \quad (6)$$

где $G_{(з-с)}$ — модуль сдвига для границы «зерно–связка».

Результаты расчетов приведены в таблице.

Гистограмма результатов расчета разрушающих напряжений σ_p структурных элементов

Результаты расчета разрушающих напряжений для структурных элементов твердых сплавов ВК8 и Т15К6

Структурный элемент	Разрушающее напряжение σ_p , МПа	
	Сплав ВК82	Сплав Т15К6
Связка ($\lambda = 1,5$ мкм)	5000	$\sigma_{p WC} = 180$ $\sigma_{p (TiW)C} = 120$
Зерно (2 мкм)	180	$\sigma_{p WC - WC} = 52$ $\sigma_{p WC - (TiW)C} = 46$
Граница «зерно–зерно»	80	$\sigma_{p WC - Co} = 74$ $\sigma_{p (TiW)C - Co} = 68$
Граница «зерно–связка»	100	$\sigma_{p WC} = 180$ $\sigma_{p (TiW)C} = 120$

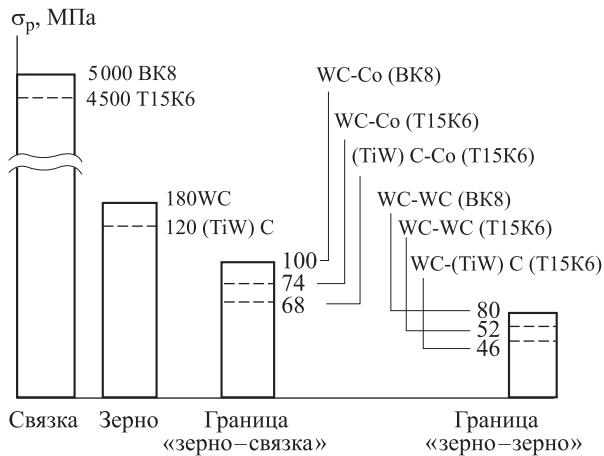


Рис. 5. Гистограмма соотношения прочности структурных элементов твердого сплава

приведена на рис. 5. Анализ результатов расчетов показывает, что наиболее слабым структурным элементом в твердом сплаве являются межзеренные границы, а наиболее прочным — связующая фаза.

Приведенные расчеты позволяют утверждать, что хрупкая прочность твердых сплавов, прежде всего, определяется прочностью связующих прослоек (см. рис. 4), соизмеримых с размерами наночастиц (несколько нанометров) [2]. Следовательно, при спекании твердых сплавов в результате взаимодействия системы «карбид-связка» формируются тончайшие прослойки связующей фазы — наночастицы (наносистемы), обладающие высокими σ_p разрушающими напряжениями.

Электронные микрофотографии поверхностей изломов хрупкого разрушения режущей части инструмента из твердого сплава BK8 и T15K6 приведены на рис. 6. На рис. 6, а видно, что зерна WC разрушаются сколом и по межзеренному механизму, а связка — по вязкому (виден ямочный рельеф). В твердом сплаве T15K6 преобладает разрушение микросколом зерен (TiW)C, причем скол переходит из зерна в зерно вследствие их срастания в процессе спекания. Следовательно, более высокая хрупкая прочность твердого сплава BK8 по сравнению со сплавом T15K6 обусловлена микромеханизмами разрушения этих сплавов. Высокие разрушающие напряжения связующей фазы способствуют, прежде всего, ее вязкому микро-разрушению, которое является более энергоемким, т. е. более эффективно диссипирует энергию разрушения, чем скол.

В работах [2, 4] показано, что изнашивание твердых сплавов при низких скоростях сопровождается быстрым разрушением связки, рас-

калыванием и вырывом зерен карбидной фазы (рис. 7). Это в значительной степени обусловлено неоднородным распределением дислокаций в зернах карбидной фазы. Скопление дислокации (рис. 7, а) в локальных объемах зерен карбидной фазы вызывает их раскалывание (рис. 7, б). Установлено, что процесс изнашивания твердых сплавов при оптимальной скорости резания V_{opt} сопровождается наноструктурированием микрообъемов зерен карбидной фазы вследствие высоких контактных нагрузок и интенсивной пластической деформации поверхностных слоев инструмента.

При оптимальных скоростях резания V_{opt} зависимости $T-V$ (T — стойкость инструмента) в результате роста температуры и в целом изменения температурно-скоростных условий зерна карбидной фазы фрагментируются, образуется фрагментированная (ячеистая) дислокационная структура (рис. 8, а). Размеры фрагментов составляют ~0,1 мкм, а границы фрагментов — 20...30 нм. В результате при трении карбидной фазы происходит преимущественное изнашивание зерен (рис. 8, б), размер частиц износа совпадает с размером фрагмента, т. е. менее 100 нм. В этой связи продукты износа зерен карбидной фазы следует рассматривать как наночастицы, которые под влиянием высоких температур и давлений в дальнейшем образуют ансамбли наночастиц, которые залегают

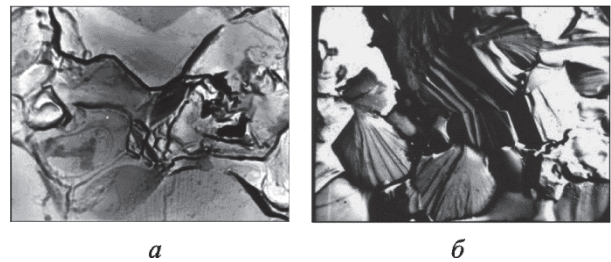


Рис. 6. Микрофотографии поверхности разрушения твердого сплава ($\times 9\ 000$): а — BK8; б — T15K6

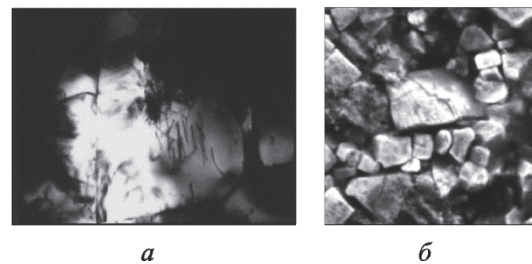


Рис. 7. Микрофотографии: а — дислокационной структуры твердого сплава TN-20 ($\times 14\ 000$), $V = 15$ м/мин; б — поверхности изнашивания твердого сплава TN-20 ($\times 5\ 000$), $V = 15$ м/мин, $a = 0,2$ мм

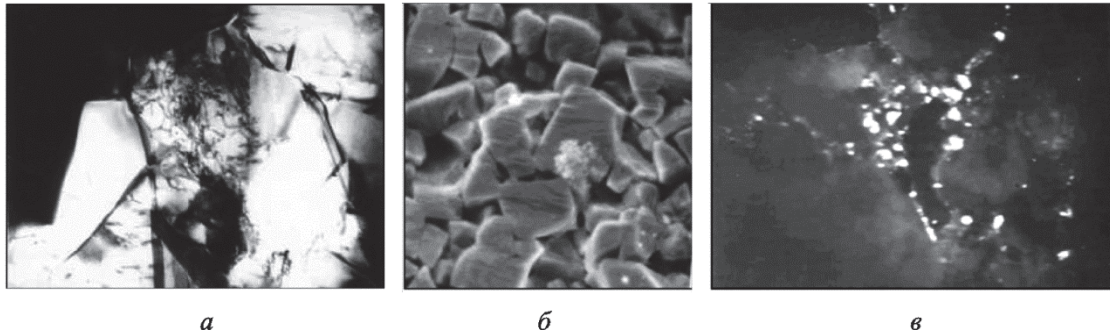


Рис. 8. Микрофотографии:

- a* — дислокационной структуры твердого сплава ТН-20 ($\times 14\,000$), $V = 50$ м/мин;
б — дислокационной структуры твердого сплава ТН-20 ($\times 5\,000$), $V = 50$ м/мин;
в — поверхности изнашивания твердого сплава ТН-20 ($\times 14\,000$), $V = 50$ м/мин, $a = 0,2$ мм

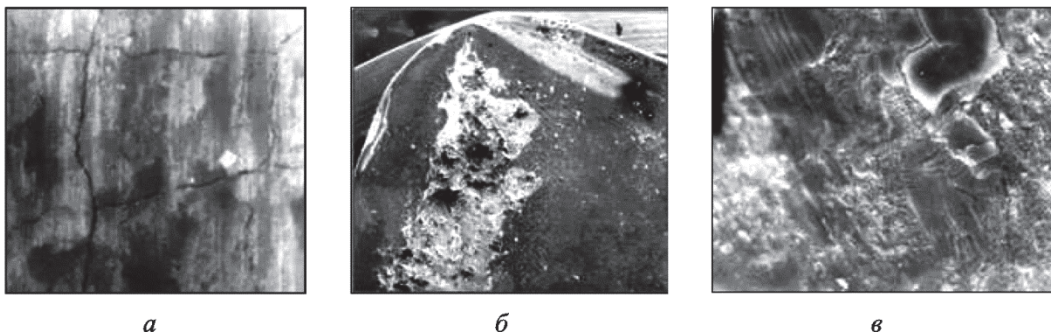


Рис. 9. Микрофотографии:

- a* — микроразрушения покрытия TiC+TiCN+TiN после резания 60 с ($\times 5\,000$), $V = 150$ м/мин;
б — износа инструмента с покрытием Ti — TiCN+TiN ($\times 100$), $V = 150$ м/мин, $a = 0,2$ мм;
в — лунки износа твердосплавного инструмента с покрытием TiC+TiCN+TiN, время резания 10 мин, $V = 150$ м/мин, $a = 0,2$ мм

(рис. 8, *в*) в межзеренных пространствах, где удалена связка, способствуя образованию сплошного карбидного каркаса. Следовательно, в процессе изнашивания при $V_{\text{опт}}$ реализуется механизм наноструктурного характера изнашивания зерен карбидной фазы с последующим образованием ансамбля наночастиц износа, который следует рассматривать как результат самоорганизации системы резания [4]. Стойкость инструмента при этом резко возрастает, и зависимость T - V является немонотонной [2, 4]. Дальнейшее увеличение скорости резания сопровождается разрушением связующей фазы (течением), замещением ее обрабатываемым материалом, что облегчает срез группы зерен карбидной фазы. При этом стойкость T инструмента снижается.

Образование новой структуры является следствием самоорганизации контактных поверхностей инструмента. Самоорганизация весьма разнообразна [4]. Особое место занимает ее проявление в диссипативных (рассеивающих энергию) неравновесных средах. Формирование структур при необратимых процессах происходит при определенных условиях, глав-

ное из которых — наличие качественного скачка при достижении критических (пороговых) значений параметров порядка. Предпосылкой для его выполнения и формирования устойчивых диссипативных структур в открытых системах, обменивающихся энергией и веществом с внешней средой, является существование определенного соотношения между производством энтропии в самой системе и обменом энтропии со средой. В качестве количественной характеристики устойчивости новых диссипативных структур используется фрактальная размерность D_F .

Фрактальная размерность D_F ансамбля наночастиц оценивалась по соотношению [5]

$$m_{\text{а.н}} \cong d^{D_F}, \quad (7)$$

где $m_{\text{а.н}}$ — масса ансамбля наночастиц; d — размер ансамбля.

Расчеты показывают, что D_F ансамбля наночастиц стремится к трем. Это свидетельствует о том, что ансамбль наночастиц (см. рис. 8, *в*) является плотной объемной структурой, обладающей высокой устойчивостью.

Авторами данной статьи исследованы про-

цессы наноструктурирования контактных поверхностей режущего инструмента при использовании твердых сплавов с покрытием. Установлено, что низкая термостойкость покрытий, являющихся непрерывным карбидным каркасом, способствует их мгновенному растрескиванию (рис. 9, а) при резании, после чего происходит отрыв частиц покрытия (рис. 9, в). Отрыв мельчайших частиц (наночастиц) также сопровождается самосборкой их в ансамбли, которые залегают в местах вырыва зерен твердосплавной основы, что способствует повышению износостойкости инструмента с покрытием на участке «нормального» износа.

Микрофотографии, иллюстрирующие разрушения твердых сплавов с покрытием, представлены на рис. 9. Покрытие — это сплошной карбидный либо нитридный каркас с низкой

прочностью межзеренных границ. Трещины из покрытия прорастают в твердосплавную основу, либо расслаиваются на границе раздела «покрытие–подложка». Затем изнашивается и твердосплавная основа.

Анализ результатов проведенных исследований показывает, что возможно управлять процессом наноструктурирования инструментальных материалов и получать новые структурные состояния с различной иерархией ансамблей наночастиц. При конструировании режущего инструмента на твердосплавной основе следует создавать наноструктурные многослойные покрытия [6, 7]. Как указывалось выше, наноструктурные процессы при резании способствуют повышению износостойкости контактных поверхностей инструмента.

Литература

- [1] Зорев Н.Н. *Вопросы механики процесса резания металлов*. Москва, Машгиз, 1956. 365 с.
- [2] Кабалдин Ю.Г., Серый С.В., Кретинин О.В., Лаптев И.Л., Власов Е.Е., Кузьмишина А.М. *Компьютерное моделирование и исследование наноструктур в процессах обработки резанием на основе квантово-механических расчетов*. Н. Новгород, НГТУ им. Р.Е. Алексеева, 2014. 119 с.
- [3] Золотухин И.Б. Нанокристаллические металлические материалы. *Соросовский образовательный журнал*, 1998, № 1, с. 103–106.
- [4] Кабалдин Ю.Г., Серый С.В., Кретинин О.В., Лаптев И.Л. *Самоорганизация и наноструктурные процессы при резании металлов*. Н. Новгород, НГТУ им. Р.Е. Алексеева, 2014. 173 с.
- [5] Смирнов В.Ф. *Физика фрактальных кластеров*. Москва, Наука, 1998. 256 с.
- [6] Кабалдин Ю.Г. Оптимизация составов и функциональных свойств наноструктурных покрытий для режущего инструмента методом функционала электронной плотности. *Вестник машиностроения*, 2011, № 5, с. 49–54.
- [7] Кабалдин Ю.Г. Повышение работоспособности режущего инструмента осаждением наноструктурных покрытий. *Вестник машиностроения*, 2010, № 3, с.41–49.

References

- [1] Zorev N.N. *Voprosy mekhaniki prozessa rezaniya metallov* [Questions mechanics of metal cutting process]. Moscow, Mashgiz publ., 1956. 365 p.
- [2] Kabaldin Iu.G., Seryi S.V., Kretinin O.V., Laptev I.L., Vlasov E.E., Kuz'mishina A.M. *Komp'yuternoe modelirovanie i issledovanie nanostruktur v protsessakh obrabotki rezaniem na osnove kvantovo-mekhanicheskikh raschetov* [Computer modeling and study of nanostructures in machining processes on the basis of quantum mechanical calculations]. N.Novgorod, NNSTU n.a. R.E. Alekseev publ., 2014. 119 p.
- [3] Zolotukhin I.B. Nanokristallicheskie metallicheskie materialy [Nanocrystalline metal materials]. *Sorosovskii obrazovatel'nyi zhurnal* [Sorosovskiy Educational Journal].1998, no. 1, pp. 103–106.
- [4] Kabaldin Iu.G. *Samoorganizatsiia i nanostrukturnye protsessy pri rezanii metallov* [Self-organization and processes in nanostructured metal cutting]. N.Novgorod, NNSTU n.a. R.E. Alekseev publ., 2014. 173 p.
- [5] Smirnov V.F. *Fizika fraktal'nykh klasterov* [Physics of fractal clusters]. Moscow, Nauka publ., 1998. 256 p.

- [6] Kabaldin Iu.G., Seryi S.V., Kretinin O.V., Laptev I.L. *Samoorganizatsiia i nanostrukturnye protsessy pri rezanii metallov* [Self-organization and processes in nanostructured metal cutting]. N.Novgorod, NNSTU n.a. R.E. Alekseev publ., 2014. 173 p.
- [7] Kabaldin Y.G., Seryi S.V., Muravev S.N., Prosolovich A.A., Simagina E.V. Improving cutter performance by the application of nanostructural coatings. *Russian Engineering Research*, 2010, vol. 30, no. 3, pp. 235–242.

Статья поступила в редакцию 17.04.2015

Информация об авторах

КАБАЛДИН Юрий Георгиевич (Нижний Новгород) — заслуженный деятель науки и техники РФ, доктор технических наук, профессор кафедры «Технология и оборудование машиностроения». Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева (НГТУ им. Р.Е. Алексеева) (603950 Н. Новгород, Российская Федерация, ул. Минина, д. 24, e-mail: uru.40@mail.ru).

ВЛАСОВ Евгений Евгеньевич (Нижний Новгород) — аспирант, кафедра «Технология и оборудование машиностроения». Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева (НГТУ им. Р.Е. Алексеева) (603950 Н. Новгород, Российская Федерация, ул. Минина, д. 24, e-mail: politechnik@list.ru).

Information about the authors

KABALDIN Yury Georgievich (Nizhny Novgorod) — Honored Scientist of the Russian Federation, Doctor of Science (Eng.), Professor, Department of Machine Building Technology and Equipment. Nizhny Novgorod State Technical University (NNSTU) named after R.E. Alekseev (603950, Nizhny Novgorod, Russian Federation, Minin St., Bldg. 24, e-mail: uru.40@mail.ru).

VLASOV Evgeny Evgenievich (Nizhny Novgorod) — Post Graduate, Department of Machine Building Technology and Equipment. Nizhny Novgorod State Technical University (NNSTU) named after R.E. Alekseev (603950, Nizhny Novgorod, Russian Federation, Minin St., Bldg. 24, e-mail: politechnik@list.ru).



В Издательстве МГТУ им. Н.Э. Баумана
вышла в свет монография
В.М. Гремячкина

«Гетерогенное горение частиц твердых топлив»

Рассмотрены теоретические основы процессов горения частиц твердых топлив, к которым относят не только традиционные углеводородные топлива, содержащие углерод, но и частицы металлов, которые широко используют в качестве топлива в ракетных двигателях. Кроме того, выполнен анализ окисления и хлорирования частиц металлов в ряде технологических процессов химической промышленности, а также горения и газификации углеродных частиц в различных реакционных газах.

Для научных работников, инженеров, а также для студентов, интересующихся проблемами ракетной техники на твердых топливах, сжигания и газификации твердых органических топлив в энергетике.

По вопросам приобретения обращайтесь:

105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1.
Тел.: +7 499 263-60-45, факс: +7 499 261-45-97;
press@bmstu.ru; www.baumanpress.ru