

УДК 621.941

А. А. ЛИПАТОВ, канд. техн. наук (Волгоградский ГТУ), e-mail: leeandrej@yandex.ru

Реактивная диффузия при резании высоколегированных сталей твердосплавным инструментом

Рассмотрены диффузионные процессы при обработке высоколегированных сталей твердосплавными инструментами, на передней поверхности которых при резании возможно формирование карбидного покрытия из карбидообразующих химических элементов стали и диффундирующего из твердого сплава углерода. Сделано предположение о процессах реактивной диффузии без формирования видимых промежуточных слоев, оказывающей влияние на изнашивание инструмента.

Ключевые слова: резание, высоколегированная сталь, твердосплавный инструмент, диффузионный слой, карбиды, реактивная диффузия.

Diffusion processes while processing heat-resistant steels with carbide tooling were considered. In-cut it is possible carbide coverage building on front tool surfaces. This coverage consists of carbide-forming chemical elements of steel and carbon percolating from hard alloy metal. The hypothesis re jet diffusion (that acts on tool wear-out) processes without perceptible intermediate layers building was made.

Keywords: cutting action, heat-resistant steel, carbide-tipped single-point tool, diffusion layer, carbides, jet diffusion.

При резании высоколегированных сталей и других труднообрабатываемых материалов температур контактных поверхностей инструмента существенно выше, чем при обработке углеродистых и

низколегированных сталей перлитного класса — даже при резании не самой сложной для обработки стали X18H10T она больше на $200\div 250\text{ }^{\circ}\text{C}$ [1]. Согласно классическим представлениям теории резания это должно приводить к интенсификации диффузионного изнашивания и полному его преобладанию над адгезионно-усталостным изнашиванием. Однако в учебнике [1] указывается, что при резании труднообрабатываемых материалов более устойчивые в условиях диффузионного изнашивания твердые сплавы группы ТК показывают во многих случаях худшие результаты по сравнению с вольфрамкобальтовыми сплавами. Снижение влияния диффузионной составляющей в суммарном изнашивании замечено и при точении аустенитной стали резцами из вольфрамкобальтовых твердых сплавов разной зернистости [2]. В известной степени присутствие в процессе изнашивания при резании труднообрабатываемых материалов существенной адгезионно-усталостной составляющей вплоть до высоких скоростей можно объяснить присущей им неустойчивостью в процессе стружкообразования [3]. Однако предположение о наличии факторов, препятствующих диффузионному изнашиванию, требует проверки.

Цель данной работы — выявление особенностей диффузионных процессов при взаимодействии

твердых сплавов и высоколегированных сталей при резании для разработки мер по снижению износа инструмента.

Основной объем исследований осуществляли при обработке аустенитной коррозионно-стойкой стали 12X18H10T в состоянии поставки (в отдельных случаях использовали мартенситные стали 13X11H2B2MФ и 14X17H2). В качестве инструментального материала применяли твердые сплавы ВК6, ВК8, Т15К6 и ТТ20К9.

Выполняли продольное точение в режиме: скорость резания $25\div 210\text{ м/мин}$, подача $0,3\text{ мм/об}$, глубина резания $1,5\text{ мм}$; основные параметры резцов: $\gamma = 0^{\circ}$, $\alpha = 10^{\circ}$, $\phi = 45^{\circ}$. Корни стружек получали с помощью устройства “падающий резец”. Для изучения поверхностей инструмента после резания и микрошлифов корней стружек (прямой срез, плоскость шлифа перпендикулярна режущей кромке) использовали: инструментальный микроскоп БМИ, оптический микроскоп Neophot-21, профилограф К-201, прибор ПМТ-3 для измерения микротвердости и растровый электронный микроскоп BS-300.

Особое внимание уделяли определению химического состава контактных зон инструментального и обрабатываемого материалов на микрошлифах корней стружек. Для этого использовали рентгеноспектральный микроанализатор Camebax с энергетическим дисперсионным спектрометром и специализированным компьютером LINK. Данные приборы обеспечивали количественный анализ химического состава возбуждаемой зоны (диаметр и глубина не более 1 мкм). Предусматривалась оценка достоверности полученных данных. Содержание углерода рассчитывали по остатку:

$$C_c = 100 - \sum C_i,$$

где $\sum C_i$ — сумма концентраций всех заданных для анализа химических элементов, кроме углерода.

При исследовании с использованием микроскопа передних поверхностей резцов после обработки стали 12X18H10T на таких скоростях резания, при которых имеет место устойчивое пластическое течение контактных слоев обрабатываемого материала (т. е. нет застойных явлений), обнаружены вкрапления, которые при удалении от режущей кромки (в начале предполагаемой лунки) переходили в полосы, перпендикулярные режущей кромке, что было принято за начало формирования лунки (рис. 1, а). На рисунке режущая кромка находится в нижней части изображения и располагается горизонтально. На остальной части передней поверхности сохранились следы заточки, расположенные под углом 45° . Однако представленная на рис. 1, б профилограмма (режущая кромка находится справа) указывает на то, что часть передней поверхности инструмента не только не изнашивалась, а даже немного нарастала.

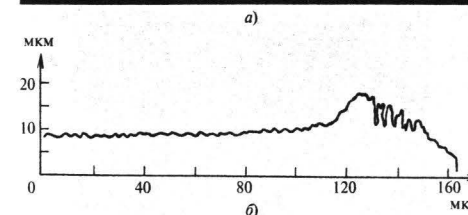
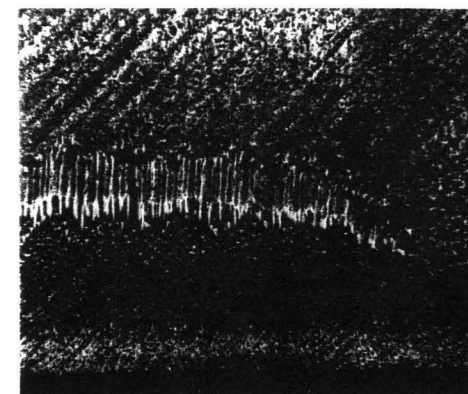


Рис. 1. Диффузионный слой на передней поверхности резца из ТТ20К9 после обработки стали 12X18H10T ($v = 120\text{ м/мин}$; $\tau_p = 2,5\text{ мин}$):

а — оптическая микроскопия ($\times 100$); б — профилограмма в среднем сечении, перпендикулярном режущей кромке

Перед записью профилограммы и фотографированием остатки обрабатываемой стали были тщательно стравлены царской водкой. Сделано предположение, что имеется промежуточный слой — продукт диффузионного взаимодействия инструментального и обрабатываемого материалов. При резании инструментом из Т15К6 и ТТ20К9 это наблюдалось в диапазоне скоростей $30\div 180\text{ м/мин}$, при обработке вольфрамкобальтовыми резцами — $50\div 90\text{ м/мин}$. Формирование диффузионного слоя происходит постепенно, максимальной толщины (для резцов из Т15К6 и ТТ20К9 — до 10 мкм , для ВК6 и ВК8 — до 3 мкм) слой достигает за время резания $\tau_p = 2\div 5\text{ мин}$.

Предположение о формировании промежуточного слоя полностью подтвердило исследование микрошлифов корней стружек, полученных после нескольких минут резания (рис. 2, 3). Малая толщина не позволила количественно определить микротвердость слоя, однако из рис. 2 видно, что она соответствует уровню микротвердости твердого сплава.

На растровых изображениях прослойка темнее твердого сплава и стали, что свидетельствует о на-

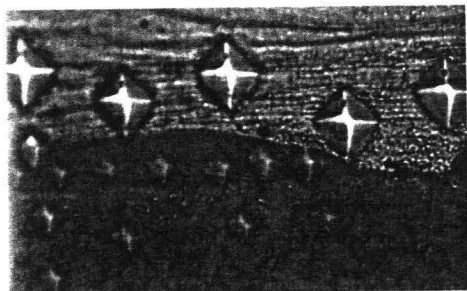


Рис. 2. Микрошлиф корня стружки с диффузионным слоем на передней поверхности реза из ТТ20К9 после 2,3 мин обработки стали 12Х18Н10Т ($v = 120$ м/мин) с отпечатками индентора под нагрузкой 0,2 Н ($\times 1000$)

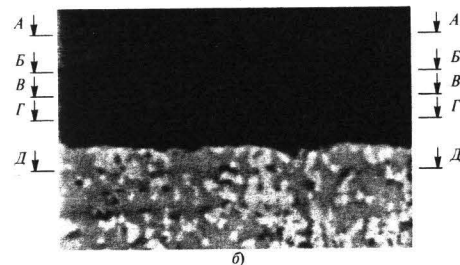
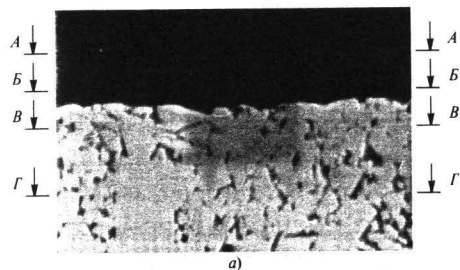


Рис. 3. Микрошлифы корней стружек с диффузионными слоями на передних поверхностях инструментов ($\times 2500$): а — сплав ВК6, $v = 60$ м/мин, $\tau_p = 4,3$ мин; б — сплав ТТ20К9, $v = 120$ м/мин, $\tau_p = 2,3$ мин

сыщенности ее химическими элементами с меньшими атомными номерами (см. рис. 3).

Для определения химического состава выявленного слоя и приконтактных объемов инструментального и обрабатываемого материалов исследовали микрошлифы корней стружек, полученных при точении стали 12Х18Н10Т резцами из ВК6 и ТТ20К9 на скоростях соответственно 60 и 120 м/мин, при которых диффузионные прослойки имели наибольшую толщину. В первом случае на передней поверхности имело место специфическое для обра-

ботки аустенитных сталей взаимодействие с пластическим контактом без вязкого, во втором — с пластическим и вязким контактом, при котором в случае резания перлитных сталей наблюдается интенсивное лункообразование [4, 5]. Сканирование зондом микроанализатора осуществляли на участках с максимальной толщиной слоя по линиям длиной 25 мкм, параллельным границам раздела фаз (положение линий сканирования показано на рис. 3). Полученные результаты сведены в табл. 1 и 2.

Как и в проведенных ранее исследованиях микрошлифов корней стружек [6] и опытах по отжигу пар "твердый сплав — сталь" [7], зафиксировано диффузионное проникновение железа в твердый сплав (в работах [6, 7] приведены данные точечного зондирования крупных кобальтовых прослоек). При обработке менее теплопроводным резцом из ТТ20К9 с вдвое большей скоростью глубина проникновения Fe оказалась выше (несмотря на меньшее время резания и большую толщину слоя) из-за более высокой температуры контакта. Заметим, что проникновение Fe в инструмент на несколько микрометров за малое время, которое предшествовало возникновению слоя, представляется маловероятным. Остается принять возможность диффузии железа сквозь новую фазу (без существенного накопления в ней).

Наиболее интересный и во многом неожиданный результат получен при зондировании слоев — их химический состав не был промежуточным между составами обрабатываемого и инструментального материалов в отличие от результатов Т. Н. Лоладзе, полученных после резания на микроскоростях с подогревом или высокотемпературного (свыше 1000°C) отжига корней стружек (при реальных скоростях) [8]. Основным компонентом прослоек является титан. Для пары "12Х18Н10Т—ВК6" (см. табл. 1) в твердом сплаве титан отсутствует, а в стали его содержится менее 1 %. Тем не менее концентрация Ti в промежуточном слое превышает 33 %. Таким образом, одной из причин формирования слоя является накопление содержащегося в стали 12Х18Н10Т титана на поверхности инструмента. Для пары "12Х18Н10Т—ТТ20К9" (см. табл. 2) содержание титана в новой фазе оказалось больше 60 %, что в несколько раз превосходит его концентрацию в твердом сплаве и втрое выше, чем во входящих в состав ТТ20К9 титаносодержащих карбидах (Ti, Ta, W)C.

В обоих случаях рассматриваемый слой содержит железо и хром, имеющиеся в обрабатываемой стали. Несмотря на то, что в стали 12Х18Н10Т хрома почти в 4 раза меньше, чем железа, в промежуточном слое фиксируется более высокая концентрация Cr. При этом новая фаза на поверхности сплава ВК6 после резания с $v = 60$ м/мин (см. табл. 1) содержит больше хрома, чем обрабатываемый материал.

Таким образом, в состав слоя входят в основном сильные карбидообразующие элементы — Cr и особенно Ti. Значительно меньшим химическим сродством к углероду обладает железо. Никель практически не образует карбидов. Поэтому концентрация Fe и Ni в новой фазе значительно ниже, чем Ti и Cr. С увеличением скорости резания (и со снижением теплопроводности твердого сплава), т. е. с увеличением температуры контактной зоны, менее сильные карбидообразователи вытесняются из слоя более сильными. Поэтому в новой фазе на поверхности сплава ТТ20К9 ($v = 120$ м/мин) доминирует титан, вытесняя даже хром. Можно было бы предположить, что в этом случае более высокая концентрация Ti в промежуточном слое объясняется наличием его в инструментальном материале. Однако это опровергается незначительным присутствием в новой фазе вольфрама — как достаточно сильного карбидообразователя, так и основного компонента обоих твердых сплавов (см. табл. 1 и 2). Кроме того, содержащийся в ТТ20К9 тантал — активный карбидообразующий элемент, в промежуточном слое не обнаружен.

Подобного накопления карбидообразующих элементов на границе твердого сплава и стали в

опытах по статическому отжигу не наблюдалось, хотя тот же порядок глубин проникновения железа в твердый сплав свидетельствует о близкой температуре (в опытах по статическому отжигу 800°C); близким к значению τ_p было и время отжига — 4 мин [7]. Следовательно, интенсивная пластическая деформация обрабатываемого материала качественно изменяет характер диффузионного взаимодействия. Пластическое течение контактных слоев сопровождается непрерывным обновлением контактирующих с поверхностью инструмента объемов обрабатываемой стали, содержащих атомы карбидообразующих элементов, поэтому карбидообразующие элементы могут концентрироваться у поверхности твердого сплава даже при малом содержании в стали.

Возникает вопрос о причинах накопления карбидообразующих элементов на поверхности твердого сплава. Несмотря на косвенный и не очень точный метод определения концентрации углерода — по остатку (микрорентгеноспектральные исследования содержания углерода в силу ряда причин затруднены), результаты показывают, что выявленные диффузионные прослойки насыщены углеродом. При этом концентрация углерода в них

Результаты рентгеноспектрального микроанализа после обработки стали 12Х18Н10Т инструментом из ВК6 ($v = 60$ м/мин; $\tau_p = 4,3$ мин)

Фаза	Линия сканирования (см. рис. 3, а)	Расстояние от линии сканирования до твердого сплава (слоя), мкм	Концентрация химических элементов по линиям сканирования, %						
			Fe	Cr	Ni	W	Ti	Co	C**
Сталь	А—А	4,0 (1,0)	65,8	17,6	9,3	—	0,6	—	4,9
Диффузная прослойка	Б—Б	1,5	16,0	25,2	2,1	2,3	33,7	0,3*	19,4
Твердый сплав	В—В	—1,5	1,4	0,4*	0,2*	91,3	—	3,0	3,0
	Г—Г	—6,0	0,3*	—	0,4*	84,7	—	5,2	9,2

* Концентрация химического элемента оценена с помощью программы LINK как находящаяся в пределах ошибки обнаружения.
** Рассчитано по остатку.

Результаты рентгеноспектрального микроанализа после обработки стали 12Х18Н10Т инструментом из ТТ20К9 ($v = 120$ м/мин; $\tau_p = 2,3$ мин)

Фаза	Линия сканирования (см. рис. 3, б)	Расстояние от линии сканирования до твердого сплава (слоя), мкм	Концентрация химических элементов по линиям сканирования, %							
			Fe	Cr	Ni	W	Ti	Ta	Co	C**
Сталь	А—А	11,0 (1,0)	65,0	17,5	10,1	0,3*	0,6	0,3*	0,4*	4,6
Диффузная прослойка	Б—Б	7,5	4,5	5,5	0,4*	2,4	61,4	0,4*	0,3*	24,6
	В—В	5,0	1,5	4,8	0,2*	3,8	66,0	0,9*	—	22,7
	Г—Г	2,5	3,6	5,4	1,1	2,7	63,3	0,8*	—	22,6
Твердый сплав	Д—Д	—2,5	1,6	0,5*	0,4*	52,0	9,5	16,0	10,5	9,0

* Концентрация химического элемента оценена с помощью программы LINK как находящаяся в пределах ошибки обнаружения.
** Рассчитано по остатку.

* Концентрация химического элемента оценена с помощью программы LINK как находящаяся в пределах ошибки обнаружения.
** Рассчитано по остатку.

существенно выше, чем в твердом сплаве. Таким образом, обнаруженные слои состоят из сложных карбидов, образованных естественным путем непосредственно при резании, и являются износостойкими покрытиями.

Следует пояснить используемый термин "реактивная диффузия". Микрондирование прослойки на разном удалении от поверхности твердого сплава ТТ20К9 (см. табл. 2) показало, что концентрации различных химических элементов изменяются по толщине карбидного покрытия несущественно. Постоянство концентраций по всей толщине промежуточных фаз является признаком реактивной диффузии, т. е. диффузии, сопровождающейся реакциями и образованием новых химических соединений [8] — в данном случае сложного полиметаллического карбида. Основным источником углерода для его формирования является твердый сплав, в котором содержится свободный углерод; кроме того, возможна частичная диссоциация карбидов WC и переход их в карбид W_2C [4]. Прямым доказательством этого является выявленная по профилограммам кинетика развития карбидного слоя, которая нагляднее всего прослеживается при обработке инструментом из ТТ20К9 со скоростью $v = 120$ м/мин: после достижения максимальной толщины слоя (через 2–3 мин резания) начинается постепенное ее уменьшение. Причем не ясно, за счет чего — растворения или разрушения. Еще при наличии слоя (через 8–10 мин резания) на большем удалении от режущей кромки появляются следы лунки. В ходе дальнейшей обработки увеличивается глубина лунки (первые 10–15 мин — с возрастающей интенсивностью), а при дальнейшем резании слой полностью исчезает.

Данный цикл существования слоя свидетельствует о наличии двух противоположных процессов — наращивания покрытия и его изнашивания. Необходимым условием увеличения толщины покрытия является поступление к поверхности инструмента атомов карбидообразующих металлов из стали и атомов углерода из твердого сплава. Интенсивность поступления химических элементов из обрабатываемой стали в процессе резания изменяться не может. Следовательно, изменение соотношения этих процессов (наращивания и изнашивания) связано только с изменением интенсивности диффузии углерода из твердого сплава. Постепенное исчезновение слоя при длительном резании объясняется обезуглероживанием инструментального материала. Из-за небольших размеров и большей (по сравнению с атомами металлов) диффузионной подвижности атомов углерода возможно их поступление к формирующему слою из достаточно удаленных от поверхности (десятки микрометров) объемов твердого сплава, что объясняет отсутствие видимых изменений в контактных слоях инструментального материала. Поверхность инст-

румента под слоем остается плоской (см. рис. 3), следов растворения твердого сплава практически нет (неровности сформированы при заточке).

Большое значение имеет полное отсутствие лункообразования в первые минуты резания (см. рис. 1), что позволяет предположить возможность протекания реактивной диффузии без образования видимых промежуточных слоев, т. е. на субмикронном уровне — на поверхности контактирующих со сталью карбидных зерен. Предположение подтверждается тем, что после длительного резания и при существенно меньшей скорости (90 м/мин) на резце из ТТ20К9 формируется лунка. Появление и характер дальнейшего развития лунки ($v = 120$ м/мин) при последующем резании имеют такое же, как и для исчезновения слоя, объяснение: обезуглероживание твердого сплава и соответствующее угнетение реакции образования сложного карбида.

Дополнительным, хотя и косвенным, доказательством протекания реактивной диффузии является топография поверхности лунки. После стравливания остатков обрабатываемой стали 12Х18Н10Т поверхность лунки (на резцах из Т15К6 и ТТ20К9 даже при $v > 200$ м/мин) матовая, а не гладкая и блестящая, как в случае превалирования прямого диффузионного растворения карбидов в обрабатываемом материале [4]. Следовательно, диффузионное изнашивание путем прямого растворения не является доминирующим. Причиной этого может быть реактивная диффузия на контактирующих с обрабатываемым материалом поверхностях карбидных зерен. Изнашивание остается преимущественно диффузионным, но преобладает другой его механизм: проникновение в инструмент химических элементов стали [6, 7] вместе с обезуглероживанием контактных слоев твердого сплава уменьшает силы, удерживающие карбидные зерна в инструментальном материале, и облегчает их унос обрабатываемой сталью [1, 4, 6]. Естественно, что подавление одной из составляющих диффузионного изнашивания (прямого растворения) снижает суммарное изнашивание.

Промежуточные слои, предположительно подобные описанным выше (при резании стали 12Х18Н10Т), обнаружены на передних поверхностях резцов после точения сталей 13Х11Н2В2МФ и 14Х17Н2. Из-за их малой (менее 1 мкм) толщины, что, возможно, обусловлено отсутствием в составе данных сталей такого сильного карбидообразователя, как титан, нельзя определить их химический состав микрондированием. Однако сам факт их существования и низкая интенсивность лункообразования при резании стали 13Х11Н2В2МФ [9] позволяют предположить, что реактивная диффузия на передней поверхности твердосплавного инструмента характерна для обработки всех сталей с высоким содержанием карбидообразующих химических элементов.

Большой интерес представляют возможность протекания подобных процессов на задней поверхности инструмента (площадке износа). Наличие явного карбидного слоя на сформировавшейся естественным образом (в процессе резания в результате изнашивания) площадке означало бы приостановку изнашивания, т. е. ширина h_z площадки износа при дальнейшем резании оставалась бы неизменной. Однако этого не наблюдалось и при проводившихся стойкостных испытаниях [3], и в экспериментах других исследователей. Естественно, ярко выраженные следы реактивной диффузии на сформировавшихся при резании площадках износа отсутствовали. Одной из причин этого может быть неустойчивость процесса стружкообразования, свойственная обработке высоколегированных сталей и обуславливающая переменную нагрузку на площадку износа [3].

Тем не менее удалось зафиксировать диффузионные слои (или их следы) на площадках износа в условиях, которые можно назвать искусственными. На рис. 4 представлена площадка ($h_z > 1$ мм) на

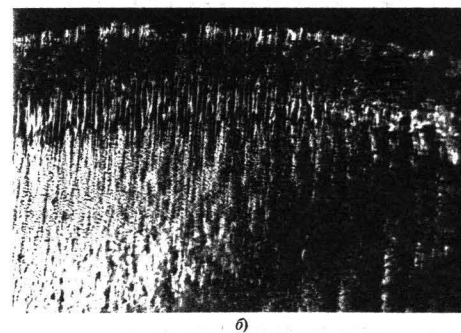
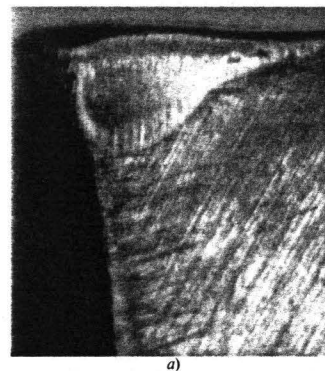


Рис. 4. Задняя поверхность резца из ВК8 после обработки высокопрочной стали 13Х11Н2В2МФ ($v = 100$ м/мин; $t_p = 0,3$ мин) с увеличением $\times 40$ (а) и $\times 200$ (б)

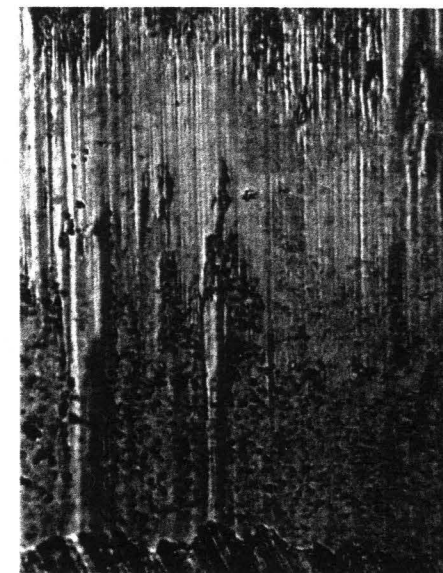


Рис. 5. Нижняя часть предварительно заточенной площадки износа ($h_z = 0,2$ мм) задней поверхности резца из ВК6 после обработки стали 14Х17Н2 ($v = 90$ м/мин; $t_p = 3,1$ мин; $\times 1000$)

задней поверхности резца из более пластичного твердого сплава ВК8 после кратковременного скоростного резания термообработанной до твердости 415 НВ стали 13Х11Н2В2МФ. В этом случае площадка износа на задней поверхности инструмента (см. рис. 4, а) формируется главным образом в результате деформации твердого сплава, а не изнашивания [9]. Сходство объектов, расположенных на площадке износа ниже режущей кромки и перпендикулярно ей (см. рис. 4, б), и объектов, представленных на рис. 1, а, очевидна.

На рис. 5 представлена микрофотография нижней части площадки износа (предварительно заточенной абразивом до $h_z = 0,2$ мм) резца из ВК6 после непродолжительного резания стали 14Х17Н2 (приращение h_z не превысило $0,01 \div 0,02$ мм). Поверхность инструмента перед фотографированием была тщательно протравлена. На большей части площадки износа произошло вытравливание кобальтовой связи с поверхностью твердого сплава — проявилась зернистая структура. Однако на части поверхности (сплошное светлое поле) травитель не проник к кобальтовым прослойкам, что можно объяснить наличием тонкой карбидной пленки (карбиды с кислотными травителями не реагируют), возникшей в результате реактивной диффузии (не имеется в виду, что легирование контактной

поверхности карбидных зерен хромом снижает скорость растворения WC в обрабатываемой стали). При резании стали 14X17H2 неустойчивость процесса стружкообразования проявляется в меньшей степени, чем для 12X18H10T [10], что могло способствовать удержанию предполагаемой пленки на поверхности контактной площадки.

Таким образом, можно с достаточным основанием предположить, что процессы реактивной диффузии, влияющие на изнашивание твердого сплава по механизму прямого диффузионного растворения, при резании высоколегированных сталей могут протекать и на задней поверхности инструмента.

В качестве практических выводов можно отметить следующее. Полученные данные позволяют по-новому взглянуть на влияние термической обработки на обрабатываемость резанием титаносодержащих аустенитных сталей (а также на влияние собственно присутствия титана в стали). В упомянутом в начале статьи авторитетном источнике [1] утверждается, что лучшая обрабатываемость аустенитных сталей достигается термической обработкой "путем отжига или отпуска благодаря выделению из твердого раствора вторичных фаз и, в результате этого, менее интенсивного их упрочнения". В свете же полученных в данной работе результатов улучшить обрабатываемость титаносодержащей аустенитной стали должна скорее закалка, приводящая к растворению карбидов титана и повышению содержания Ti в матрице (твердом растворе), — за счет интенсификации реактивной диффузии. Кроме того, перспективными представляются исследования влияния содержания углерода в твердых сплавах на изнашивание инструмента при обработке любых высоколегированных сталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЕ ССЫЛКИ

1. Подураев В. И. Резание труднообрабатываемых материалов. М.: Высшая школа, 1974. 587 с.
2. Липатов А. А. Влияние размера карбидных зерен на режущие свойства и механизм изнашивания вольфрамкобальтовых твердых сплавов при точении аустенитной стали // СТИН. 2008. № 9. С. 33—35.
3. Липатов А. А. Влияние неустойчивости стружкообразования на изнашивание твердосплавного инструмента при резании аустенитной стали // СТИН. 2008. № 6. С. 17—19.
4. Талантов Н. В. Физические основы процесса резания, изнашивания и разрушения инструмента. М.: Машиностроение, 1992. 240 с.
5. Липатов А. А. Влияние характера зависимости теплопроводности обрабатываемого материала от температуры на закономерности контактного взаимодействия и тип стружкообразования // СТИН. 2006. № 8. С. 37—40.
6. Роль диффузии железа и никеля в износе инструмента при резании сталей / М. Е. Дудкин, Н. М. Цыганова, Е. Ф. Уткин и др. // Физические процессы при резании металлов: Сб. науч. тр. Волгоград: Волгоградский политехнический институт, 1987. С. 126—135.
7. Липатов А. А. Моделирование диффузионных процессов в контакте "твердый сплав — сталь" // Известия Волгоградского ГТУ: межвуз. сб. науч. ст. Сер. Прогрессивные технологии в машиностроении. Вып. 4. 2008. № 9 (47). С. 22—26.
8. Лоладзе Т. Н. Прочность и износостойкость режущего инструмента. М.: Машиностроение, 1982. 320 с.
9. Липатов А. А., Чигиринский Ю. Л. Работоспособность твердосплавного инструмента при точении высокопрочной мартенситной стали // СТИН. 2011. № 12. С. 11—13.
10. Липатов А. А. Влияние характера зависимости теплопроводности обрабатываемого материала от температуры на тип стружкообразования // Известия Волгоградского ГТУ: межвуз. сб. науч. ст. Сер. Прогрессивные технологии в машиностроении. Вып. 3. 2007. № 4 (30). С. 49—51.

Вниманию авторов

Не допускается предлагать к публикации уже опубликованные или намеченные к публикации в других журналах материалы.

Статьи в редакцию можно присылать на e-mail: vestmash@mashin.ru. В случае пересылки статьи почтой кроме текста, напечатанного на белой бумаге формата А4 на одной стороне листа через 1,5—2 интервала 14-м кеглем, необходимо прикладывать электронную версию (шрифт Times New Roman в Microsoft Word, 14 кегль, расстояние между строк 1,5).

К статье прилагаются:

1) акт экспертной комиссии, подтверждающий, что статья не содержит материалов, входящих в перечень сведений, отнесенных к государственной тайне Указом Президента РФ № 1203 от 30.11.1995 г., и может быть опубликована в открытой печати;

2) аннотация (1—3 предложения) и ключевые слова;

3) сведения об авторах (фамилия, имя, отчество, место работы, должность, ученая степень, адрес, e-mail, телефон). Объем статьи не должен превышать 20 страниц (с рисунками и таблицами). Все страницы должны быть пронумерованы. Рисунки и таблицы давать после текста.

Представляя статью в редакцию для публикации, авторы выражают согласие с тем, что:

1) статья может быть переведена и опубликована на английском языке;

2) после публикации в журнале материал может быть размещен в Интернете;

3) авторский гонорар за публикацию статьи не выплачивается.

Редакция оставляет за собой право сообщать автору о результатах рецензирования без предоставления рецензии.

Представленные в редакцию материалы обратно не высылаются.

Минимальный срок публикации — 4 месяца со дня предоставления рукописи в редакцию при соблюдении всех изложенных выше требований (обусловлен технологическим процессом).